

# **Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von unlegiertem bainitischem Warmband mit Restaustenit**

Fakultät für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie

der Technischen Universität Bergakademie Freiberg

genehmigte

DISSERTATION

Zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur

Dr. -Ing.

vorgelegt

von Dipl. -Ing. Grzegorz Korpała

geboren am 26. Mai 1984 in Kraków

Gutachter: Prof. Dr.-Ing. Prof. E.h. mult. Rudolf Kawalla

Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Ernst Kozeschnik

Freiberg, den 06.04.2017



## Danksagung

An dieser Stelle möchte ich all denjenigen danken, die mich bei dieser Arbeit gefördert und unterstützt haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. Rudolf Kawalla und prof. dr hab. inż. Steran Szczepanik für die Anregungen und die fachliche Unterstützung während der Ausarbeitung der Dissertation sowie für deren Begutachtung.

Für die freundliche Übernahme der Stellungnahme danke ich Herrn Prof. Ernst Kozeschnik von der TU Wien und Herrn Prof. Janusz Szala von Silesian University of Technology.

Ebenso gilt mein Dank Herrn Dr.-Ing. Hisker, Frau Dr. -Ing. Hammer sowie Herrn Dr. -Ing. Heller für Ihre Unterstützung bei den Betriebsversuchen.

Ein großer Dank gilt den Mitarbeitern der Werkstatt und des Metallographielabors sowie dem Betreuer der Simulations- und Pilotanlagen des Institutes für Metallformung.

Mein größter Dank richtet sich an meine Familie, die mich während meines Promotionsvorhabens auf verschiedenste Weise unterstützt hat.

## **Versicherung**

Hiermit versichere ich, dass ich die vorliegende Arbeit ohne unzulässige Hilfe Dritter und ohne Benutzung anderer als der angegebenen Hilfsmittel angefertigt habe; die aus fremden Quellen direkt oder indirekt übernommenen Gedanken sind als solche kenntlich gemacht. Bei der Auswahl und Auswertung des Materials sowie bei der Herstellung des Manuskripts habe ich Unterstützungsleistungen von folgenden Personen erhalten:

Gerhard Beuscher (Lektorat)

Weitere Personen waren an der Abfassung der vorliegenden Arbeit nicht beteiligt. Die Hilfe eines Promotionsberaters habe ich nicht in Anspruch genommen. Weitere Personen haben von mir keine geldwerten Leistungen für Arbeiten erhalten, die nicht als solche kenntlich gemacht worden sind. Die Arbeit wurde bisher weder im Inland noch im Ausland in gleicher oder ähnlicher Form einer anderen Prüfungsbehörde vorgelegt.

Grzegorz Korpała



## Abkürzungsverzeichnis

$A_g$	- Gemessene Gleichmassdehnung [%]
$A_{50}$	- Gemessene Bruchdehnung [%]
ADI	- Alternating direction implicit method (Diskretisierungsmethode)
B	- Bainit
BASIS+...	- Legierungsname
BRA	- Blockartiger Restaustenit
$B_s$	- Bainitstarttemperatur
EWT	- Endwalztemperatur, Endumformtemperatur [°C]
F0 ... F3	- Gerüste der Pilotanlage
FRA	- Filmartiger Restaustenit
HT	- Haspeltemperatur [°C]
JMAK	- Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorow (Gleichung)
M	- Martensit
MLE	- Mikrolegierungselemente
$M_s$	- Martensitstarttemperatur
UZTU	- Umform-Zeit-Temperatur-Umwandlung
RA	- Restaustenit (mittels Röntgenbeugung bestimmt)
REM	- Rasterelektronenmikroskop
R. $B_s$	- berechnete $B_s$ -Temperatur [°C]
R. $M_s$	- berechnete $M_s$ -Temperatur [°C]
$R_m$	- Zugfestigkeit [MPa]
$R_{p0,2}$	- 0,2-%-Dehngrenze [MPa]
$s_{Rm}, s_{Rp0,2} \dots$	- Standardabweichung
$t_s$	- Zeit für Temperatenausgleich
$T_b$	- Temperatur unterhalb dieser die Bainitgefüge entstehen kann
$W_s$	- Widmanstätten-Ferritstarttemperatur (Temperatur bei der $\Delta G < -400 J/mol$ )

# Symbolverzeichnis

$\gamma$	- Austenit
$\alpha$	- Ferrit
$\varphi$	- Logarithmischer Umformgrad [1]
$\dot{\varphi}$	- Logarithmische Umformgeschwindigkeit [ $s^{-1}$ ]
$G^\alpha$	- <i>Gibbs-Energie</i> der Ferritphase [ $\frac{J}{mol}$ ]
$G^\gamma$	- <i>Gibbs-Energie</i> der Austenitphase [ $\frac{J}{mol}$ ]
$x^\alpha$	- Kohlenstoffanteil im Ferrit [1]
$x^\gamma$	- Kohlenstoffanteil im Austenit [1]
$T$	- Absolute Temperatur [K]
$\vartheta$	- Temperatur [ $^{\circ}C$ ]
$\vartheta_\gamma$	- Austenitisierungstemperatur [ $^{\circ}C$ ]
$Q$	- Aktivierungsenergie [J]
$R$	- Molare Gaskonstante ( $8,314 \frac{J}{mol \cdot K}$ )
$\mu$	- Chemisches Potenzial [ $\frac{J}{mol}$ ]
$a$	- Chemische Aktivität [1]
$\theta$	- Maximaler Bainitgehalt [1]
$\xi$	- Umwandlungsfortschritt [1]
$t$	- Zeit [s]
$S$	- Entropie [ $\frac{J}{K}$ ]
$H$	- Enthalpie [J]
$k$	- Wärmeleitfähigkeit [ $\frac{W}{m \cdot K}$ ]
$R_l$	- Wärmewiderstand [ $\frac{m \cdot K}{W}$ ]
$\sigma_{min}$	- Anfangsfließspannung der ersten Fließkurve [MPa] im Doppelstauchversuch
$\sigma_{max}$	- Maximale Fließspannung der ersten Fließkurve [MPa] im Doppelstauchversuch
$\sigma_{test}$	- Anfangsfließspannung der zweiten Fließkurve [MPa] im Doppelstauchversuch
$HS_a, HS_b$	- Hensel-Spittel-Ansätze (Fließkurvenmodell) [MPa]
$\delta_{HS}$	- Gewichtsfunktion des Fließkurvenmodells
$A_a, A_b$	- Anpassungskonstanten des Fließkurvenmodells
$m_a, m_{a_1}, m_{a_2}, m_{a_3}$	- Anpassungskonstanten des Fließkurvenmodells $HS_a$
$m_{b_1}, m_{b_2}, m_{b_3}$	- Anpassungskonstanten des Fließkurvenmodells $HS_b$
$\varphi_k, w_1, w_2, w_4$	- Anpassungskonstanten der Gewichtsfunktion $\delta_{HS}$
$n, Rec$	- Anpassungskonstanten des Entfestigungskinetikmodells
$C, \beta, K, \lambda, r$	- Anpassungskonstanten des Bainitumwandlungsmodells

## Inhalt

<b>1</b>	<b>Einführung.....</b>	<b>10</b>
<b>2</b>	<b>Literaturauswertung .....</b>	<b>12</b>
2.1	Bainit in mittelkohlenstoffhaltigen Stählen.....	12
2.2	Keimbildung und -wachstum des Bainits im Restaustenit .....	15
2.3	Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungs-vorgänge und die mechanischen Eigenschaften bainitischer Stählen.....	17
2.3.1	Silizium, Aluminium und Phosphor.....	17
2.3.2	Kupfer in Stählen.....	19
2.3.3	Einfluss des Kupfers auf das Umwandungsverhalten vom Stahl.....	19
2.3.4	Verfestigung durch Kupferausscheidungen .....	20
2.3.5	Thermomechanische Behandlung von Stählen mit Bainit .....	24
2.3.6	Bainitbildung während der Coilabkühlung .....	30
2.4	Restaustenitmorphologie und die mechanischen Eigenschaften .....	31
2.5	Modelle zur Beschreibung der bainitischen Umwandlung .....	32
2.5.1	Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die freie Energie der $\gamma/\alpha$ -Phasen .....	32
2.5.2	Einfluss von Legierungselementen auf die Änderung der freien Energie von Eisen bei der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung .....	35
2.5.3	Unvollständige Umwandlung.....	36
2.5.4	Keimbildung und Wachstum des Bainits während der Umwandlung .....	37
2.5.5	Isotherme Umwandlung in Bainit.....	40
2.5.6	Anisotherme Umwandlung im Bainit .....	45
2.5.7	Modellierung der Coil-Abkühlung nach dem Warmwalzen .....	46
2.5.8	Modellierung der Wärmeleitfähigkeit in Radialrichtung ( $kr$ ) .....	47
2.6	Neue bainitische Stähle mit Restaustenit.....	49
2.7	Zusammenfassung der Literaturerkenntnisse .....	51
<b>3</b>	<b>Aufgabestellung.....</b>	<b>52</b>
<b>4</b>	<b>Eigene Arbeiten .....</b>	<b>53</b>
<b>5</b>	<b>Versuchsdurchführung .....</b>	<b>55</b>
5.1	Erweiterung des Umwandlungsmodells Austenit zum Bainit mit Restaustenit .....	55
5.2	Weiterentwicklung des Coilmodells.....	55
5.3	Versuchsmaterial.....	56
5.4	Untersuchungen zum Vergleich der gemessenen mit der berechneten Umwandlungskinetik von Versuchsschmelzen .....	57
5.5	Beurteilung aller Versuchsschmelzen aus Sicht der bainitischen Umwandlung.....	57
5.6	Untersuchungen zur Technologieentwicklung .....	58

5.6.1	Einfluss der Wärmtemperatur auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand .....	58
5.6.2	Einfluss der Wärmtemperatur auf das Umformverhalten von Cu-haltigen Schmelzen .....	58
5.6.3	Ermittlung von Fließkurven und dynamischer Entfestigung .....	59
5.6.4	Ermittlung der statischen Entfestigung .....	60
5.6.5	Ermittlung der kontinuierlichen Umwandlungsschaubilder mit vorausgegangener Umformung .....	61
5.6.6	Untersuchungen zu Restaustenitgehalt und Restaustenitarten .....	62
5.6.7	Festlegung der Technologie zur Warmbandherstellung und deren Evaluierung .....	63
5.6.8	Erprobung der Technologie im Umformsimulator .....	63
5.7	Walzversuche an der Pilotanlage des Institutes für Metallformung .....	64
5.8	Betriebsversuche .....	66
<b>6</b>	<b>Ergebnisse .....</b>	<b>67</b>
6.1	Berechnung und Messung der Zeiten für den Beginn der Bainitumwandlung .....	67
6.2	Abkühlung des Coils mit bainitischen Umwandlung nach dem Warmwalzen .....	69
6.2.1	Bestimmung der Randbedingungen .....	71
6.2.2	Erweiterung des Coil-Modells um das Modell der bainitischen Umwandlung .....	74
6.2.3	Umwandlungswärme .....	74
6.2.4	Temperaturverlauf bei der Coilabkühlung und bainitische Umwandlung .....	75
6.3	Lösungszustand und Minimalaufheiztemperatur .....	77
6.4	Heißsprödigkeit und Maximalwärmtemperatur .....	79
6.5	Verfestigungs- und Entfestigungskinetik des Austenits .....	80
6.5.1	Fließkurven und dynamische Entfestigung .....	80
6.5.2	Statische Entfestigung .....	85
6.5.3	Einflüsse anisothermer Bedingungen auf den berechneten entfestigten Anteil der ausgewählten Stähle .....	88
6.5.4	Bestimmung des Umwandlungsverhaltens während des Wärmens und nach einer Umformung bei kontinuierlicher Abkühlung .....	91
6.5.5	Zusammenfassungen der Ergebnisse aus den einzelnen Laboruntersuchungen .....	96
6.5.6	Simulation des Warmwalzens mit Flachstauchversuchen .....	97
6.6	Warmwalzen von bainitischen Stählen .....	102
6.6.1	Warmwalzversuche bei einer Endwalztemperatur von 970 sowie einer Haspeltemperatur von 350 °C .....	102
6.6.2	Einfluss der Wärmtemperatur auf die Bildung von Rotbruch .....	103
6.6.3	Einfluss des Legierungskonzepts auf die Gefügeausbildung .....	103
6.6.4	Mechanische Eigenschaften (Längsproben) .....	105
6.6.5	REM - Untersuchungen .....	106
6.6.6	Warmwalzversuche bei einer Endwalztemperatur von 1000 °C und Haspeltemperaturen von 400, 450 und 500 °C .....	107
6.6.7	Einfluss der Haspeltemperaturen auf die mechanischen Eigenschaften .....	108
6.6.8	Einfluss der Haspeltemperatur auf die Gefügeausbildung .....	110
6.6.9	Zusammenfassung der Walzversuche I und II .....	122
6.7	Warmwalzversuche mit Berücksichtigung der betrieblichen Bedingungen .....	124
6.8	Betriebsversuche .....	127

---

<b>7</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick .....</b>	<b>129</b>
<b>8</b>	<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>131</b>
<b>9</b>	<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>141</b>
<b>10</b>	<b>Tabellenverzeichnis .....</b>	<b>144</b>
<b>11</b>	<b>Angewendete Simulationsanlagen .....</b>	<b>146</b>
<b>12</b>	<b>Anhang: .....</b>	<b>151</b>
12.1	Angewendete Routinen und schematische Algorithmus .....	151
12.2	Ausgeschiedener Anteil einzelner Elemente .....	163
12.3	Ermittlung des Bruchumformgrades .....	165
12.4	Ermittlung des Umwandlungsverhaltens des Austenits bei kontinuierlicher Abkühlung ...	171
12.5	Ermittlung der Umwandlungsverhalten im Bainitbereich bei isothermen Bedingungen ...	177
12.6	Gleeblesimulation des Warmwalzprozesses .....	183
12.7	EBSD-Gefügeuntersuchungen an warmgewalzten Bändern .....	189

# 1 Einführung

Seit vielen Jahren wächst die Nachfrage bezüglich sparsamer Fahrzeuge; die Autohersteller konkurrieren miteinander und werben mit neuen Fahrzeugkonzepten, in denen hochmoderne Werkstoffe ihre Anwendung finden. Materialien wie Aluminium, Magnesium oder diverse Kunststoffe werden vorzugsweise eingesetzt, und die Forschung auf diesem Gebiet wird entsprechend gefördert. Als Nachteile der soeben genannten Werkstoffe sind jedoch u. a. höhere Gesamtkosten zu nennen.

Bei der Entwicklung von Legierungskonzepten für hochfeste Stähle wurde in den 1970-er Jahren stets auf die Produktionskosten geachtet. Stahllegierungen wurden vor allem auf der Basis von Kohlenstoff, Mangan, Chrom, Aluminium und Silizium entwickelt, und die Zugabe teurer Elemente wurde minimiert. Die Technologie des thermomechanischen Walzens ermöglichte das Potenzial der Mikrolegierungselemente auszuschöpfen und die Herstellung hochfester Stahlsorten zu optimieren, welche bis heute die Anforderungen der Automobilindustrie weitestgehend erfüllen.

Steigende Anforderungen an die Sicherheit von modernen Fahrzeugen und deren Sonderausstattung bewirken jedoch eine Gewichtszunahme und erhöhen damit den Kraftstoffverbrauch. Deshalb versuchen die Automobilhersteller, ihre Konstruktionen immer leichter zu gestalten, um so dem Anstieg der Fahrzeugmasse entgegenzuwirken, dabei aber gleichzeitig die Werkstoffpreise niedrig zu halten. Die Palette kostengünstiger Werkstoffe hat sich in dieser Zeit sehr verändert: Leichtmetalle und Kunststoffe (vor allem von CFK-Faser-Werkstoffen) werden aufgrund ihrer hohen Preise in der Massenproduktion nur sehr eingeschränkt verwendet. Die Herstellung von Bauteilen aus ultrahochfesten Bor-Stählen erfolgt in einem sehr energieintensiven Presshärteverfahren und derartige Fahrzeugteile gelten deshalb ebenfalls nicht als kostengünstig.

Die Kaltumformung durch Tiefziehen wird sicherlich noch auf lange Sicht der bedeutsamste Prozess zur Herstellung von Karosserieteilen sein. Die einfachen Produktionsketten, die auf dem Tiefziehen basieren, sind schon lang bekannt, standardisiert, werden beherrscht und sind vollautomatisiert. Deswegen haben neue kostengünstige Werkstoffe, die mithilfe dieser Produktionskette verarbeitet werden können, eine gute Chance, sich auch weiterhin auf dem Markt zu etablieren.

In dieser Arbeit werden Legierungskonzepte und Herstellungstechnologien einer ultrahochfesten bainitischen Stahlsorte mit Restaustenit vorgestellt, die den genannten Anforderungen angepasst werden können. Der gewählte Werkstoff gehört zu den Stählen mit mittleren Kohlenstoffgehalten, die sich nach der - im Rahmen dieser Arbeit entwickelten - Behandlung durch hohe Zugfestigkeit bei vergleichsweise hoher Bruchdehnung auszeichnen.

In der Arbeit werden erweiterte Modelle zur Beschreibung der Phasenumwandlung im Bainitgebiet von Stählen vorgestellt. Die Ergebnisse aus den Experimenten wurden genutzt, um die Modelle zu ergänzen und zu evaluieren. Es wird eine nume-

rische Simulation der Entwicklung eines bainitischen Gefüges während des Haspelns präsentiert, die nicht nur die Berechnung der Anteile an Restaustenit und Bainit ermöglicht, sondern auch ein Abschätzen der Morphologie des Bainits. Auf der Basis von Versuchsergebnissen wurde im Rahmen der hier dargelegten Untersuchung außerdem eine Software zur industriellen Anwendung entwickelt, welche es gestattet, die bainitische Umwandlung während der Coilabkühlung zu simulieren. Hierfür wird die Algebra-Software *Mathematica*® genutzt. Die so erzeugten Werkzeuge zur Technologieentwicklung werden in der Anwendungspraxis genutzt, um die Prozesse des Warmwalzens für die Herstellung ultrahochfester bainitischer Stähle mit Restaustenit zu gestalten. Dabei wird nicht nur der Warmwalzprozess, sondern auch die chemische Zusammensetzung der Stähle selbst optimiert. Die hier präsentierte Arbeit erstreckt sich über die gesamte Produktionskette und gibt geeignete Herstellungsbedingungen, die in Betriebsanlagen leicht realisierbar sind, vor.

## 2 Literatúrauswertung

### 2.1 Bainit in mittelkohlenstoffhaltigen Stählen

Stähle mit Bainitgefüge werden aufgrund ihrer Eigenschaftskombinationen seit Jahren intensiv untersucht. Die Forschungen auf diesem Gebiet konzentrieren sich auf die erreichbare hohe Festigkeit bei zugleich guter bzw. ausreichender Umformbarkeit. Das Niveau der genannten Eigenschaften ist vom Legierungskonzept und insbesondere vom Kohlenstoffgehalt abhängig. In der vorliegenden Arbeit werden Stähle mit Bainitgefüge und mittleren Kohlenstoffgehalten zwischen 0,3 und 0,6 % untersucht. Daher bezieht sich die Auswertung der Fachliteratur auf diejenige Gruppe der Stähle, die über den genannten Kohlenstoffgehalt verfügt.

Grundsätzlich ist Bainit das Produkt einer Zwischenstufenumwandlung, die im Temperaturbereich zwischen den perlitischen und martensitischen Umwandlungstemperaturen stattfindet. Die Umwandlung verläuft auf mikrostruktureller Ebene und besteht aus einer Kombination von Vorgängen der Umklapp- sowie der Diffusionsumwandlung.

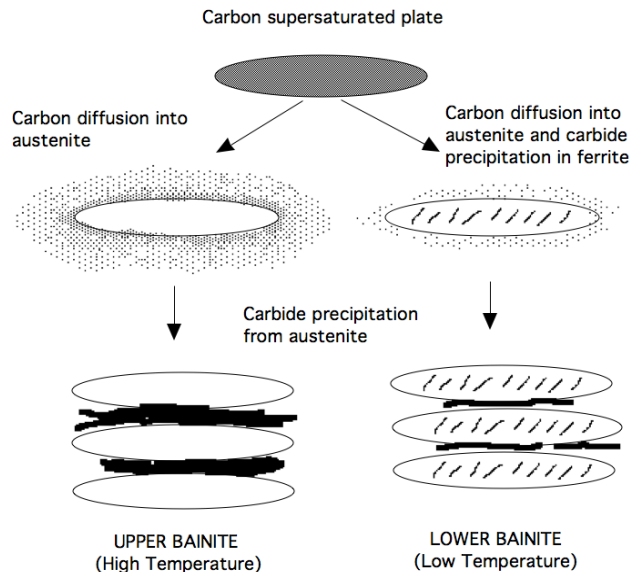
Im Schrifttum findet man mehrere Theorien zur Bainitumwandlung, die zum Teil jedoch widersprüchlich sind. Ausgewählte Theorien werden nachfolgend als Beispiele kurz vorgestellt:

Die *erste Theorie* verweist auf die gleichzeitige Bildung der Ferrit- und Zementitanteile während des Austenitzerfalls. Dieser führt aufgrund einer nicht lamellaren eutektoiden Reaktion zur Entstehung des bainitischen Gefüges. Sie stützt sich auf die Kohlenstoffdiffusion im Austenit, die Bildung von Ferritplatten sowie auf Zementitausscheidungen in den Platten bzw. an den Phasengrenzen zwischen den Ferritplatten. Diese Theorie kann bei Stählen angewandt werden, bei denen die Karbidausscheidungen nicht unterdrückt sind [1, 2].

Die *zweite Theorie* basiert auf der Feststellung, dass die Bainitumwandlung unabhängig von der Eisendiffusion ist und nicht als eutektoide Umwandlung abläuft. Diese These trifft allerdings nicht für alle Stähle zu. In Experimenten wurde nachgewiesen, dass bei einigen eutektoiden Umwandlungsvorgängen die Bainitbildung während der Perlitbildung stattfindet [3].

Das *letzte* und am weitesten verbreitete Umwandlungskonzept ist das des martensitsähnlichen Zerfallvorgangs des Austenits, häufig auch als „Oberflächenrelieftheorie“ des Bainits bezeichnet. Gemäß dieser Theorie entsteht die plattenförmige Ferritphase durch Scherung. Die Diffusion des Kohlenstoffs erfolgt im Anschluss an das Umklappen des Austenits zur Ferritplatte. Abbildung 1 stellt diesen Vorgang schematisch dar. Die neu entstehende Ferritplatte ist reich an Kohlenstoff und kurz nach ihrer Entstehung diffundiert der überschüssige Kohlenstoff in den - in der Umgebung befindlichen - Austenit hinein [4, 5, 6].





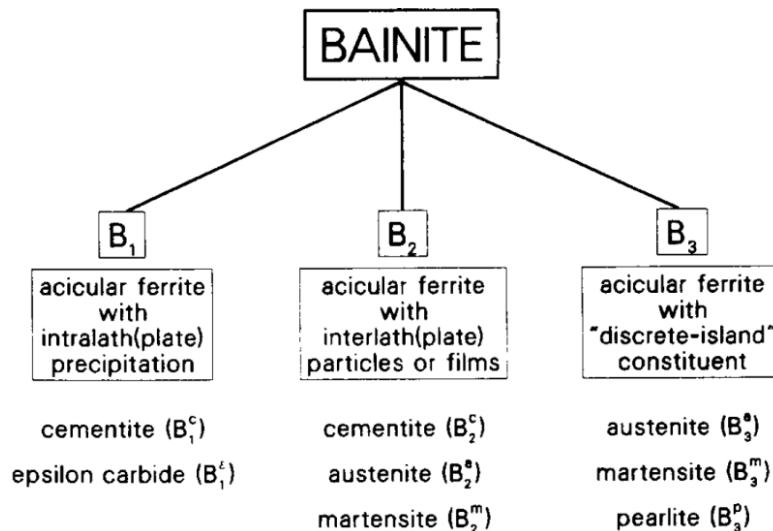
**Abbildung 1:** Schematische Darstellung der Bainitumwandlung gemäß der Oberflächenrelieftheorie [4]

Die Entwicklung der Elektronenmikroskopie hat detaillierte Untersuchungen ermöglicht, die tiefere Einblicke in den Aufbau des Gefüges erlauben und die Oberflächenrelief-Theorie zur Erläuterung der Bainitumwandlung bestätigen [4]. Darüber hinaus hat die Elektronenmikroskopie die Trennung des Bainitgefüges in einen oberen und einen unteren Gefügeanteil erhärtet, wie diese sich unter isothermen Bedingungen herausbildet [7, 8].

Der Unterschied zwischen dem oberen und unteren Bainit besteht in der Verteilung von Karbiden innerhalb der ferritischen Matrix. Beim oberen Bainit befinden sich zwischen den Ferritplatten, die nicht mehr als 10 µm lang und 2 µm dick sind, Karbidausscheidungen. Diese liegen zwischen den Ferritplatten im Bainit vor. Beim unteren Bainit entstehen während des Austenitzerfalls die Karbidausscheidungen in den Ferritplatten.

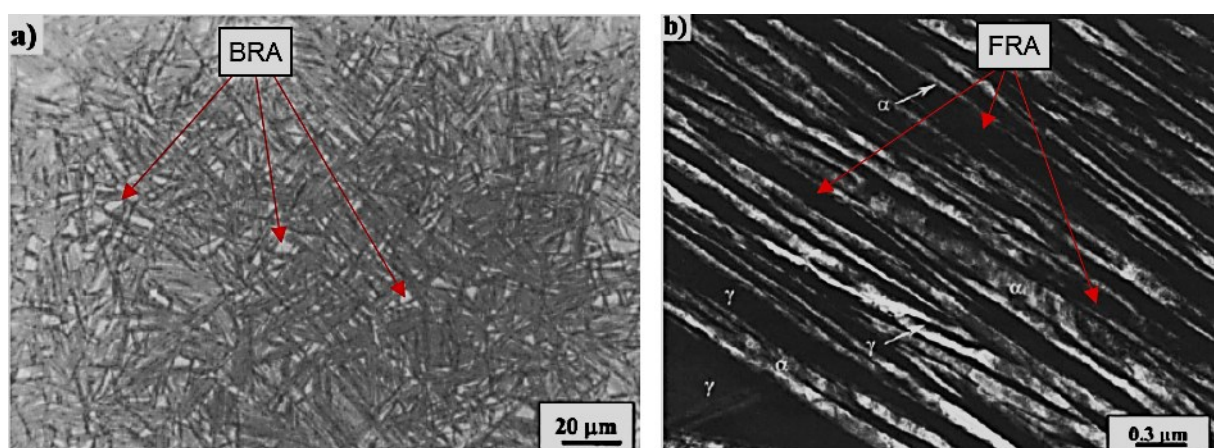
Die Bildung von oberem und unterem Bainit ist mit den von der Umwandlungstemperatur abhängigen Diffusionsvorgängen zu erklären. Die höhere Temperatur, die die Bildung des oberen Bainits begünstigt, beschleunigt die Diffusion und lässt Kohlenstoff aus den Ferritplatten in den verbliebenen Austenit diffundieren. Bei niedrigeren Temperaturen (Bildung des unteren Bainits) ist dieser Vorgang nicht möglich, und der Kohlenstoff scheidet deshalb in den Ferritplatten in Form von Karbiden (Zementitausscheidungen) aus [4, 9].

Bramfitt und Speer haben in [7] versucht, die unterschiedlichen Bainitgefüge prinzipiell einzustufen. Das entsprechende Ergebnis ist in Abbildung 2 festgehalten. Demnach führen sie anstelle der Karbidausscheidung zusätzlich Martensit oder Restaustenit ein. So lässt sich Bainit in drei typische - von der Zweitphase abhängige - Arten unterscheiden.



**Abbildung 2:** Klassifizierung des Bainits nach Bramfitt und Speer [7]

Bei allen Arten des Bainits erfährt die sich während der Umwandlung bildende ferritische Phase (plattenförmig) eine sehr starke Verfestigung. Sie ist auf die verschiedenen Volumina von Ferrit und Austenit und Scherung des Ferrits zurückzuführen. Der Typ B<sub>1</sub> steht für den unteren Bainit. Durch unterschiedliche Arten von Ausscheidungen wird dieser Typ in zwei weitere Unterarten in Zusammenhang mit den Zweitphasen aufgeteilt (Zementit- oder  $\epsilon$ -Karbidausscheidungen). Der Typ B<sub>2</sub> ist eine Kombination von Ferritplatten mit dazwischenliegenden groben Zementitausscheidungen B<sub>2</sub><sup>c</sup> (früher als oberer Bainit bezeichnet). Er kann auch Martensit B<sub>2</sub><sup>m</sup> oder kohlenstoffreichen Austenit B<sub>2</sub><sup>a</sup> enthalten. Der Austenit kann dann filmartig (FRA) oder blockartig (BRA) werden. In Abbildung 3 sind diese dargestellt. Die Bezeichnung B<sub>3</sub> beschreibt Bainit als grobnadelförmigen Ferrit, der auch als Widmanstättenferrit bekannt ist, eingelagert mit Inseln von verschiedenen Zweitphasen (Austenit B<sub>3</sub><sup>a</sup>, Martensit B<sub>3</sub><sup>m</sup> oder Perlit B<sub>3</sub><sup>p</sup>).



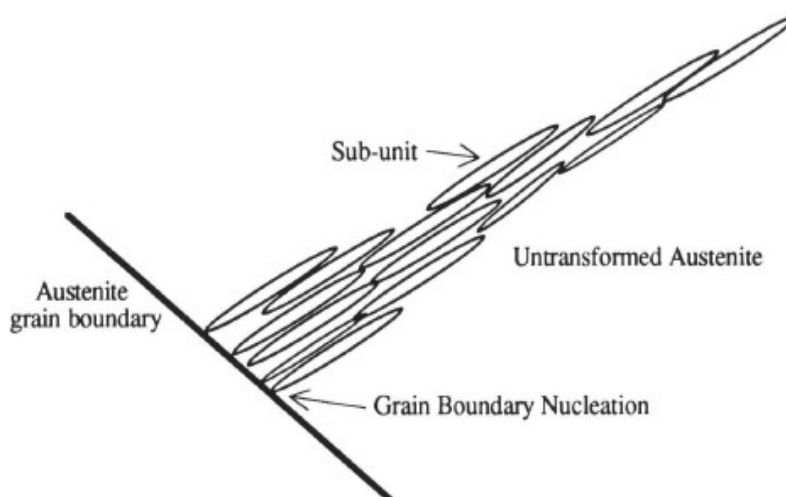
**Abbildung 3:** Licht- (a: nadelförmiger Bainit) und TEM-Mikroskopie (b: Lamellen/Platten von Austenit und Ferrit-Untereinheiten) eines bainitischen Gefüges mit (BRA [blockartigem] und FRA [filmartigem]) Restaustenit [10, 11]

Mit steigender Nachfrage nach besseren Stahlkonzepten, werden bainitische Stähle mit Restaustenit immer interessanter, da diese eine deutlich höhere Festigkeit

bei hinreichender Umformbarkeit aufweisen. Innerhalb der Gruppe klassischer bainitischer Gefüge war oberer Bainit früher wegen seiner hohen Übergangstemperatur und Sprödigkeit eher unerwünscht. Diese Meinung hat sich mittlerweile jedoch aufgrund der Untersuchungen an siliziumhaltigen Stählen geändert. In diesen Stählen werden die Karbidausscheidungen zwischen den Ferritplatten durch das ebenfalls vorhandene Silizium unterdrückt. Der Kohlenstoff wird in diesem Fall im nicht umgewandelten Austenit verbleiben und den Restaustenit damit weiter stabilisieren. Auf diese Weise wurde das Problem der ausgeschiedenen, spröden Karbide gelöst [4].

## 2.2 Keimbildung und -wachstum des Bainits im Restaustenit

Im folgenden Kapitel wird der Bildungsvorgang der verschiedenen Arten des Bainits näher am Beispiel von Bhadeshia-Veröffentlichungen erläutert. Bhadeshia, der sich hauptsächlich mit Si-legierten Stählen befasste, geht von Keimbildungs- und Keimwachstumsmechanismen während der Umwandlung aus. Die Bildung einer Bainitnadel, die aus Ferritplatten besteht, beginnt an den Austenitkorngrenzen (s. Abbildung 4).



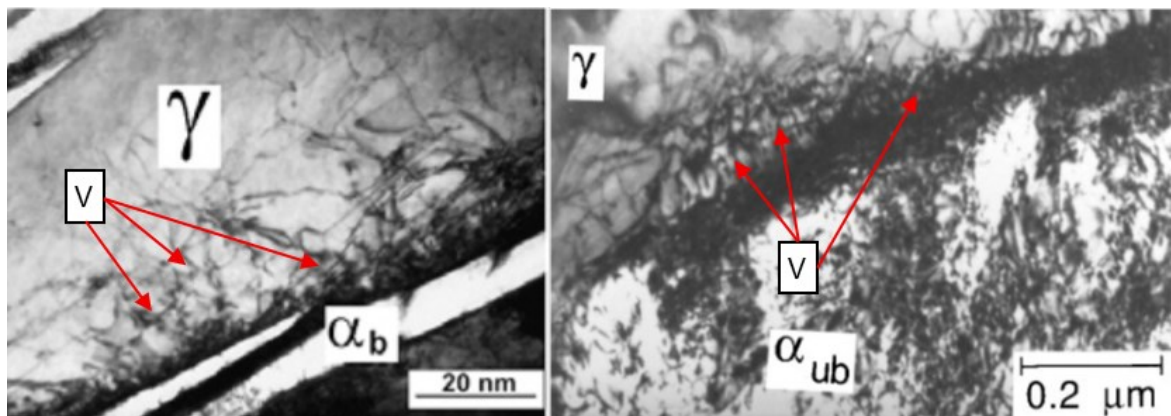
**Abbildung 4:** Aufbau einer Bainitnadel (vor der Karbidausscheidung) [12]

Die Untereinheiten (Ferritplatten) sind durch Restaustenit, der sich nadelförmig entlang der Korngrenzen befindet, voneinander getrennt [4]. Wegen der durch Scherung erfolgenden Umwandlung in Ferrit wird der Kohlenstoff aufgrund der geringeren Löslichkeit im Ferrit gezwungen, das ferritische Gebiet zu verlassen und in den Restaustenit zu diffundieren. Der Kohlenstoff bleibt durch Legierungselemente, welche die Karbidausscheidung unterdrückenden, stabil im Austenit in Lösung.

Die Ferritplatten entstehen in den Bereichen, in denen der Spannungszustand (Scher- oder Zugspannung) des Austenits für die gebildeten Phasen am günstigsten ist. Bhadeshia nimmt an, dass die Bildung einer Ferritplatte in siliziumhaltigen Stählen ausgehend von einem kohlenstoffübersättigten Ferritkeim erfolgt [12, 13]. Der

Keimbildungsvorgang des Bainits wird in [14, 15, 16] detailliert beschrieben. Die Keimbildung der Bainitnadeln erfolgt an den Austenitkorngrenzen aufgrund thermischer Gitterschwingungen. Nach Überschreitung eines kritischen Keimradius wird der Keim wachstumsfähig und bildet eine Untereinheit. An der Grenzfläche der schon entstehenden neuen Ferritplatte bildet sich der nächste Ferritkeim. Trotz der erhöhten Kohlenstoffkonzentration im restlichen Austenit in der Umgebung von Ferritplatten entsteht ein neuer Ferritkeim, da der durch die Umwandlung verursachte Spannungszustand (Zug- und Scherspannung) die Keimbildung fördert. Die Keimbildungsgeschwindigkeit ist von der Unterkühlung des Austenits abhängig, und sie wächst mit zunehmender Unterkühlung. Dabei werden die Untereinheiten mit steigender Unterkühlung kleiner und zahlreicher, da das Wachstum durch die Entstehung der nächsten Ferritplatte gestoppt wird.

Bhadeshias Konzept basiert auf einem zweistufigen Vorgang. Zuerst entstehen wachstumsfähige Keime an den Austenitkorngrenzen, die unter günstigen energetischen Bedingungen beginnen zu wachsen. Die wachsende Untereinheit muss mit dem übrig gebliebenen Austenit teilkohärent sein. Das führt zu einer Steigerung der Versetzungsdichte an den Phasengrenzen. Diese Verfestigung bremst das weitere Wachstum der Untereinheit. In Abbildung 5 ist die erhöhte Versetzungsdichte dargestellt.



**Abbildung 5:** Anreicherung von Versetzungen (V) im Austenit ( $\gamma$ ) in der Nähe der  $\alpha$ - $\gamma$ -Grenzfläche ( $\alpha_{ub}$ ,  $\alpha_b$ : Untereinheit des Bainits); TEM-Mikroskopie aus [11, 10]

Bei niedrigeren Temperaturen nimmt der Umformwiderstand des Austenits zu, das Wachstum von Ferritplatten im Austenit wird gehemmt, und die dann noch entstehenden Ferritplatten werden kleiner. Eine weitere Entwicklung der bainitischen Nadeln (Plattenkolonie) erfolgt, wenn und dort wo die Anreicherung des Austenits an Kohlenstoff und mechanische Stabilisierung des  $\gamma$ -Kristalls dies erlauben.

Der steigende Umformwiderstand des Austenits hängt mit der Beweglichkeit von Mischkristalllegierungselementen zusammen, die im Temperaturbereich der Bainitumwandlung kaum beweglich sind. Im Gegensatz dazu können sich Kohlenstoff und Stickstoff interstitiell im Kristallgitter bewegen. Die Phasengrenzflächen sind, wie bereits erwähnt, teilweise kohärent, und Kohlenstoff kann diese durch Diffusion überwinden. Die Umwandlung geschieht durch thermisch aktiviertes Gleiten dieser

Grenzflächen durch das Kristallgitter, wobei größere Bewegungen der Mischkristallatome ohne Platzwechsellvorgänge stattfinden [17]. Diese Art der  $\gamma \rightarrow \alpha$  - Umwandlung wird durch die Diffusion der interstitiellen Atome beeinflusst, die im Vergleich zur Geschwindigkeit einer gleitenden Grenzfläche langsam abläuft [18]. Bhadeshia et al. betrachten die Bainitumwandlung als gekoppelte Vorgänge von Kohlenstoffdiffusion und Gitterscherung im Zusammenhang mit der thermisch aktivierten Bewegung der Umwandlungsfront. Dadurch, dass es während der Umwandlung zu einer Kohlenstoffanreicherung des Austenits kommt, wird ein Kohlenstoffgehalt im  $\gamma$ -Kristall erreicht, bei dem eine Umwandlung in Bainit nicht mehr stattfinden kann. Dieses Phänomen ist als *unvollständige Umwandlung* bei Siliziumstählen bekannt. Sie stellt eine besondere Art der bainitischen Umwandlung dar und wird zur Steuerung der Eigenschaften von Stählen genutzt; als solche wird sie im Kapitel 2.5.3 näher beschrieben.

## **2.3 Einfluss der Legierungselemente auf die Umwandlungsvorgänge und die mechanischen Eigenschaften bainitischer Stählen**

In den nachfolgenden Ausführungen wird auf die Einflüsse der Legierungsgehalte von Silizium, Aluminium, Phosphor und Kupfer auf die Umwandlungsvorgänge eingegangen. Diese Elemente werden im experimentellen Teil variiert.

### **2.3.1 Silizium, Aluminium und Phosphor**

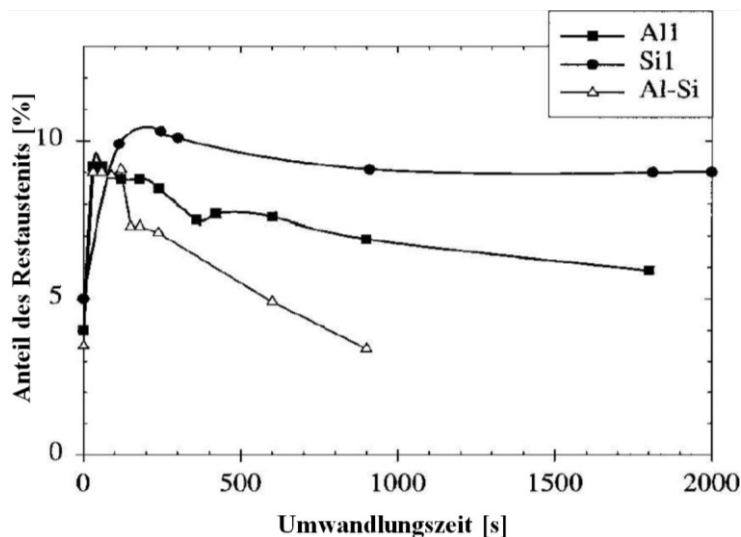
Die drei Legierungselemente gehören der Gruppe der Ferritbildner an. In bainitischen Stählen mit Restaustenit wird Silizium mit einem Gehalt von mehr als 1 % zulegiert. Das führt einerseits zur Verschiebung der Ferrit-Umwandlung, hin zu höheren Temperaturen, sowie zur Einengung des Gamma-Gebietes. Gleichzeitig wird der Kohlenstoffgehalt im Zuge der Umwandlung im - bislang nicht umgewandelten - Austenit angereichert. Zudem behindert das Silizium die Karbidausscheidung im Ferrit. Dieser Effekt wird besonders bei den TRIP-Stählen, die ebenfalls Restaustenit enthalten, genutzt. Dabei ist der entstehende Restaustenit, der während und infolge der Umformung in Martensit umgewandelt wird, für die signifikante Erhöhung der Bruchdehnung dieser Stähle verantwortlich. Durch die umformungsinduzierte Umwandlung wird die plastische Formbarkeit erhöht und der Stahl durch den Anstieg des Martensitanteils im Gefüge verfestigt. Silizium, das zu den Mischkristallverfestigern zählt, erhöht gleichzeitig die Festigkeit des Ferrits [19, 20].

Silizium wird häufig durch Aluminium, das qualitativ auf ähnliche Weise die Umwandlung (Verschiebung der Gleichgewichtslinien) beeinflusst, substituiert. Die Besonderheit des Legierens mit Aluminium besteht darin, dass dieses Element - im Gegensatz zum Silizium - nicht zu den starken Mischkristallverfestigern zählt und damit die Festigkeit des Ferrits kaum erhöht [21, 22]. Zudem ist der quantitative Einfluss des Aluminiums auf die Umwandlung schwächer als der von Silizium. Dies verdeutlichen die Ergebnisse von Jacques et al. [22]. Sie zeigen einen Unterschied in der Restaustenitmenge von Stählen mit einem jeweils gleich hohen Silizium- bzw. Alumi-

niumpzusatz. Dies ist in Abbildung 6 (siehe auch Tabelle 1) zu erkennen. Es wird gezeigt, dass gleiche Mengen in Gewichtsprozenten an Silizium oder Aluminium zu unterschiedlichen Gehalten an Restaustenit führen. Die Restaustenitgehalte wiederum können sich auf die realisierbare Gesamtdehnung auswirken. Der siliziumhaltige Stahl, der den höheren Gehalt an Restaustenit aufweist, kann nach Autoren auch durch eine höhere Gesamtdehnung gekennzeichnet werden. Die Autoren haben ebenfalls den Einfluss der *Kombination* von Silizium und Aluminium auf den Restaustenitgehalt und die Dehnung untersucht. Allerdings entsprechen die Gesamtgehalte nicht denen der miteinander betrachteten Stähle [23, 24], wodurch der unmittelbare Vergleich etwas eingeschränkt ist.

**Tabelle 1:** Chemische Zusammensetzung der in [23] untersuchten Stähle

Stahl:	C	Mn	Si	Al	P	S	N
Al1	0,11	1,55	0,059	1,5	0,012	0,007	0,0170
Si1	0,11	1,53	1,5	0,043	0,008	0,006	0,0035
Al-Si	0,115	1,51	0,49	0,38	0,003	0,009	0,0300



**Abbildung 6:** Abhängigkeit des Restaustenitanteils von der Umwandlungszeit der unterschiedlich legierten Stähle [23]

In der Arbeit von Sherif wurde ebenfalls die Zugabe von Legierungselementen, die die Umwandlung beschleunigen (wie z. B. Aluminium oder Kobalt) diskutiert. Durch Zulegieren von Aluminium und Kobalt wird die Menge an Ferritplatten auf Kosten der Restaustenitmenge erhöht (Aluminium wegen der Gleichgewichtsverschiebung und Kobalt wegen der Umwandlungsbeschleunigung). Dies führt bei sehr kleinen Dicken der Ferritplatten zu einem stärkeren Anstieg der Zugfestigkeit bei gleichzeitiger Absenkung der Bruchdehnung, die proportional zum sinkenden Restaustenitgehalt ist [25].

Der Ferritbildner Phosphor bewirkt nach Gallagher et al. und Pichler et al. die höchste Mischkristallverfestigung des Ferrits aller drei in diesem Kapitel betrachteten Legierungselemente [26, 27]. Auch Stewart et al. stellten fest, dass die Zugabe von Phosphor einen merklichen Anstieg der Festigkeit kohlenstoffarmer Stähle verursacht [28].

Wang et al. untersuchten bainitische Stähle und erkannten, dass Phosphor sowohl als Mischkristallverfestiger als auch als Karbidunterdrücker wirken kann. Dabei ist die Unterdrückung der Karbidausscheidungen durch Phosphor noch unklar. Sie empfehlen daher, die Menge an Phosphor so niedrig wie möglich zu halten, um die Kaltumformbarkeit nicht zu beeinträchtigen [29]. Die Kaltumformbarkeit hängt von der Bildung der  $\text{Fe}_3\text{P}$ -Phase ab.

### **2.3.2 Kupfer in Stählen**

Kupfer kann als Legierungselement einem Stahl gezielt zugegeben werden oder als Begleitelement aus Schrott im Stahl auftreten. Im erstgenannten Fall hat die Zugabe von Kupfer das Ziel, die Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen. Dies wurde mit der Einführung der sog. Corten-Stähle erreicht. Ein Kupfergehalt von 1 % wirkt am effektivsten gegen atmosphärische Korrosion [30] und darüber hinaus als Ausscheidungshärter.

### **2.3.3 Einfluss des Kupfers auf das Umwandlungsverhalten vom Stahl**

Kupfer bewirkt ein Absenken aller Umwandlungstemperaturen, da dieses Element bei Gehalten höher als 0,6 % den Austenit stabilisiert [31]. Die Wirkung von Kupfer wurde in Kombination mit Bor untersucht. Die Autoren stellten fest, dass die Wirkung von Kupfer und Bor auf die Umwandlungstemperaturen gemeinsam größer ist als bei Bor allein. Die Umwandlungstemperaturen bei kontinuierlichem Abkühlen waren bei einem Stahl mit 1,79 % Cu und 0,009 % B um ca. 100 K niedriger als bei einem Stahl, der lediglich 0,009 % B enthielt. Dies wurde damit erklärt, dass Kupfer die Diffusion von Kohlenstoff in Eisen behindert und die Triebkraft für die Umwandlung reduziert wird. Weiterhin konnte die Hemmung der Keimbildung durch Bor, das die Differenz der Umwandlungstemperaturen noch verstärkt, festgestellt werden. Eine detaillierte Begründung der Zusammenhänge zwischen dem Zulegieren von Kupfer und Bor und deren Einfluss auf die  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung wurde allerdings nicht gegeben.

In anderen Veröffentlichungen wird darauf hingewiesen, dass die Kupferzugabe - neben der Stabilisierung des Austenits - gleichzeitig einen Anstieg der Restaustenitmenge bewirkt [32, 33, 34]. Dieser Effekt wird bei Stählen mit niedrigerem Kohlenstoffgehalt genutzt. Die Möglichkeit einer Absenkung des Kohlenstoffgehalts kann beispielsweise zur Verbesserung der Schweißbarkeit beitragen. Weiterhin soll die Zugabe von Kupfer für eine Verfestigung des Stahls bei Prozessen des Abschreckens und Anlassens sorgen. Die Autoren schlagen vor, den Effekt der Ausscheidungshärtung von Kupfer auch in bainitischen Stählen zu nutzen. Der Prozess sollte dabei folgende *Stufen* aufweisen: Warmwalzen + Kaltwalzen + interkritisches Glühen mit Halten im Bainitbereich. Sie schlussfolgern, dass eine Möglichkeit besteht, in einem industriellen Prozess einen Stahl bainitischen Gefüges mit Kupferausscheidungen herzustellen [34].



Andere Forscher haben durch Zugabe von 1,5 % Kupfer eine Verzögerung der Austenitumwandlung [35]. Auf diese Weise wurde der Restaustenitgehalt, der für eine Zunahme der Bruchdehnung verantwortlich ist, erhöht. Es wurde festgestellt, dass infolge einer Reduzierung der Keimbildungstriebkraft sowie des Wachstums neuer ferritischer Phasen auch die direkte Umwandlung in Bainit und eine Anreicherung des nicht umgewandelten Austenits durch Kohlenstoff sowie dessen Stabilisierung ermöglicht wurde. Damit bestätigen die Ergebnisse in [31], dass Kupfer die Diffusionsprozesse behindert und damit eine Ausscheidung von Karbiden unterdrückt. Dies wiederum erleichtert die Einstellung eines TRIP-Gefüges im bainitischen Gebiet [35].

### 2.3.4 Verfestigung durch Kupferausscheidungen

Dadurch, dass Kupfer eine begrenzte Löslichkeit im Ferrit aufweist, ist eine Ausscheidungshärtung durch Zugabe vom Kupfer möglich. Ein Kupfergehalt von 0,3 bis 0,5 % ist nachweisbar ausreichend, um diesen Effekt auszulösen [31, 36]. Die Entstehung der Ausscheidungen erfolgt in zwei Stufen. Othen et al. haben gezeigt, dass die erste Stufe mit einer Gruppe von Kupferatomen (Cluster) im Austenit in der Größe von etwa 2 nm beginnt und während der  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung bis zu einer Größe von etwa 30 nm im Ferrit wächst. Die Teilchen, die durch das Wachstum entstehen, bezeichnen die Autoren als *Zwischenphasen R9* und *R3*. Sie bilden sich gemäß nachfolgender Struktur:

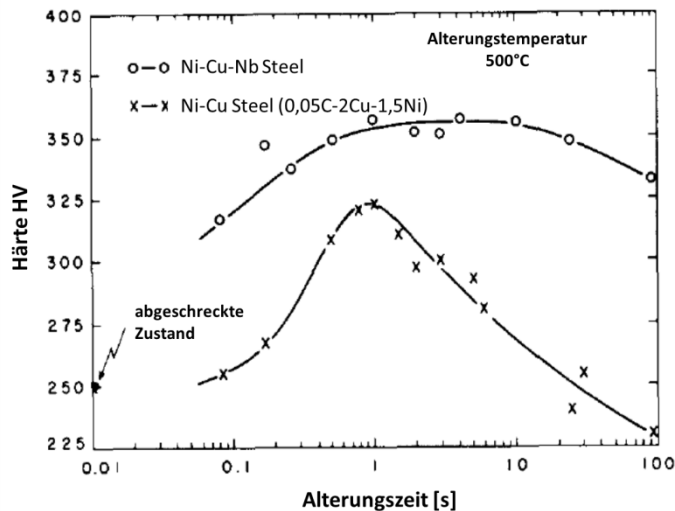
Phase:  $\alpha_{Fe}$  Kurz nach der Umwandlung  $\rightarrow \alpha_{Fe} + Clusters_{Cu} \rightarrow \alpha_{Fe} + R9 \rightarrow \alpha_{Fe} + R3 \rightarrow \alpha_{Fe} + \epsilon_{Cu}$

Größe: *nicht messbar*  $\rightarrow \sim 2 \text{ nm} \rightarrow 4 - 6 \text{ nm} \rightarrow 18 - 30 \text{ nm} \rightarrow > 30 \text{ nm}$

Die feinsten Kupferausscheidungen kommen in nickelhaltigen Stählen vor. Die Größe derartiger Kupferausscheidungen in nickelhaltigen Stählen lag bei 4 bis 5 nm [37, 38, 39, 40]. Durch Zugabe von Mangan, Nickel oder Silizium wird der oben geschilderte Ausscheidungsvorgang beschleunigt [36]. Im Gegensatz dazu verzögert Molybdän diesen Vorgang [40]. Zudem wurde festgestellt, dass die höchste Verfestigung molybdänhaltiger Stähle bei nicht vollständig ausgeschiedenem Kupfer erreicht wird. Bei einem Anteil von 95 % des ausgeschiedenen Kupfers beginnt Nickel, an die Grenzflächen der Ausscheidungen zu diffundieren.

In [31, 41] wurden Stähle mit Cu-Ni-Nb-Zugabe untersucht. Die Autoren haben dabei eine höhere Ausscheidungshärte erzielt als bei einem Cu-Ni-Stahl. Nach [41] kann die Härtezunahme bei zusätzlich hinzulegiertem Niob durch Austenitkornverfeinerung und durch Ausscheidungshärtung der Nitride bzw. Karbonitride begründet werden. Bei Cu-Nb-Ni-Stählen wurde eine Abhängigkeit der erzielbaren Härte von der Alterungszeit ermittelt (s. Abbildung 7). Die Kupferausscheidungen werden dabei an den Korngrenzen gebildet. Dadurch wird beim feineren eine höhere Härte als beim gröberen Korn erzeugt.





**Abbildung 7:** Abhängigkeit der Härte von der Alterungszeit bei 500 °C für 0,02 C - 1,88 Mn - 0,11Nb - 1,52 Ni - 1,86 Cu- sowie 0,05 C - 2 Cu - 1,5 Ni-Stähle [41]

In vergleichbaren Untersuchungen haben Banadkouki et al. gezeigt, dass bainitische oder martensitische Ausgangsgefüge bei Stählen mit Kupferbeimengung zu noch höheren Verfestigungseffekten während eines Alterungsprozesses führen können, als dies bei Stählen mit zulegiertem Kupfer und ferritischem Gefüge der Fall ist. Dies wurde durch Übersättigung von Kupfer und eine erhöhte Versetzungsdichte in feinen Phasen des bainitischen und martensitischen Gefüges erklärt [42].

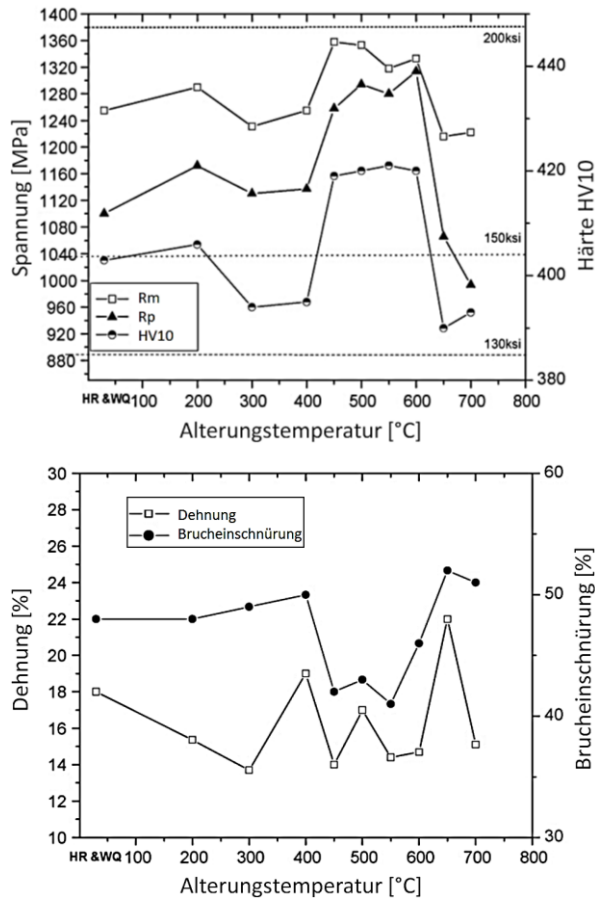
Andere Autoren haben den Kupfereinfluss nach der Kaltumformung beim Glühen von kupferhaltigen Stählen unterhalb der Umwandlungstemperatur untersucht. Hierbei ergab sich die Erkenntnis, dass Kupferausscheidungen die Rekristallisation behindern, die Kaltwalztextur konservieren und die Glühtextur unterdrücken [31].

Die Untersuchungen, die diese Thesen unterstützen, wurden an der Universität in Pittsburgh von einer Forschungsgruppe am Basic Metals Processing Research Institute durchgeführt [43]. Sie erfolgten an einem HSLA-Stahl mit 0,22 % C. Die Autoren sind zu folgenden Ergebnissen gekommen:

- *Die Zugabe von ca. 2 % Kupfer führt bei diesen Stählen zu einer Absenkung der Bainitstart- und Martensitstarttemperatur.*
- *Die Ausscheidungshärtung durch Kupferausscheidung tritt oberhalb einer Anlasstemperatur von ca. 450 °C auf.*
- *Nach dem Lösungsglühen, dem Abschrecken und der Kaltumformung zeigt der Cu-legierte Stahl eine Verzögerung der Erholungs- und Rekristallisationsprozesse.*
- *Glühen bei niedrigen Temperaturen führt bereits zur Austenitbildung in der durch das Kaltwalzen verfestigten Ferritmatrix.*
- *Der neu gebildete Austenit ist beim Halten im Bereich von 640 bis 670 °C stabil.*
- *Bei höheren Aufheiztemperaturen (oder bei Glühtemperatur) steigt die Auflösungsneigung des Kupfers im Austenit, was eine niedrigere  $A_{c1}$ -Temperatur und eine stärkere Stabilisierung des neuen Austenits beim Abkühlen verursacht.*

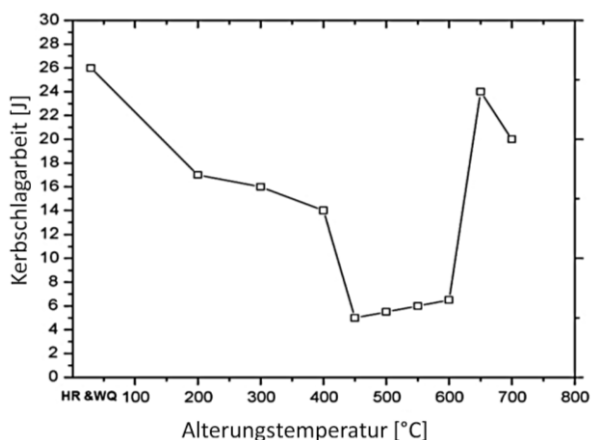
Von Ghosha et al. [44] wurden ebenfalls Untersuchungen zum Einfluss des Kupfers auf die mechanischen Eigenschaften von Stählen durchgeführt, wobei die untersuchten Stähle Ni-Zusatz aufwiesen. Bei diesen Stählen wurde die gleiche Werkstoffzusammensetzung wie in [43] (s. o.) herangezogen. Der Einfluss der Auslagerungstemperatur auf die mechanischen Eigenschaften wurde in diesem Zusammenhang ebenfalls untersucht (s. Abbildungen 8 und 9). Im Auslagerungstemperaturbereich zwischen 450 und 600 °C konnte ein deutlicher Anstieg von Härte, Zugfestigkeit sowie Streckgrenze festgestellt werden, wobei mit der Zunahme der Festigkeitskennwerte die Bruchdehnung erwartungsgemäß abnahm. Die Autoren führen diesen Effekt auf die Kupferausscheidungen zurück. Ab einer Auslagerungstemperatur von 550 °C wurden feine  $\epsilon$ -Kupferausscheidungen nachgewiesen. Die höchsten Härte- und Zugfestigkeitswerte lagen bei einer Auslagerungstemperatur von 550 °C vor. Zum Härtemaximum tragen auch andere als Kupferausscheidungen bei. Da der Stahl auch mit Mo legiert wurde, sind bei dieser Temperatur auch Molybdänkarbide gefunden worden.

C	Si	S	P	Mn	Ni	Mo	Cu	Nb	Ti	Al	N
0,045	0,21	0,01	0,01	1,79	3,43	0,79	1,96	0,06	0,08	0,03	0,008



**Abbildung 8:** Chemische Zusammensetzung (Tabelle), Härte (HV10), Zugfestigkeit (Rm), Streckgrenze (Rp), Bruchdehnung eines kupferausgehärteten Stahls in Abhängigkeit der Auslagertemperatur [44]

Bei Temperaturen über 650 °C ist eine rapide Abnahme der Festigkeit, gemeinsam mit einem prozentualen Anstieg der Bruchdehnung sowie einer prozentualen Reduzierung der Zähigkeit, zu erkennen. Dies wurde mit der Koagulation von Cu-Ausscheidungen und einer Erholung der Matrix erklärt [44].



**Abbildung 9:** Absorbierte Arbeit bei Kerbschlaguntersuchungen eines kupferausgehärteten Stahls in Abhängigkeit der Auslagertemperatur [44]

Im Temperaturbereich zwischen 640 und 670 °C haben die Autoren einen merklichen Anstieg der Kerbschlagzähigkeit festgestellt. Sie führen diesen auf die Stabilisierung des Restaustenits durch Kupfer zurück (Abbildung 9). Mit Unterstützung der TEM-Untersuchungen stellten die Autoren fest, dass bei diesen Alterungstemperaturen der entstehende Restaustenit nach dem Abkühlen zwischen den Martensitlamellen in kleinen Inseln verteilt vorliegt [43]. Wird der Austenit bei 700 °C ausgelagert, so nimmt der Anteil des Restaustenits ab und die Kerbschlagarbeit sinkt.

Das Legieren mit Kupfer bringt allerdings auch Nachteile mit sich; diese resultieren aus der niedrigen Schmelztemperatur des Kupfers sowie dessen - im Vergleich zum Eisen - geringerer Affinität zum Sauerstoff. Rotbruch und eine schlechte Oberfläche sind die Folgen. Diese Erscheinungen treten bei Stählen mit mehr als 0,6 % Kupfer auf [45].

Durch Zugabe von Nickel mit einem Anteil von 50 % des Kupfergehalts wird Rotbruch unterbunden. Die Ursache dafür liegt in einer Erhöhung der Schmelztemperatur des Kupfers und der gesteigerten Kupferlöslichkeit im Austenit aufgrund der Nickelzugabe [46, 47].

### **2.3.5 Thermomechanische Behandlung von Stählen mit Bainit**

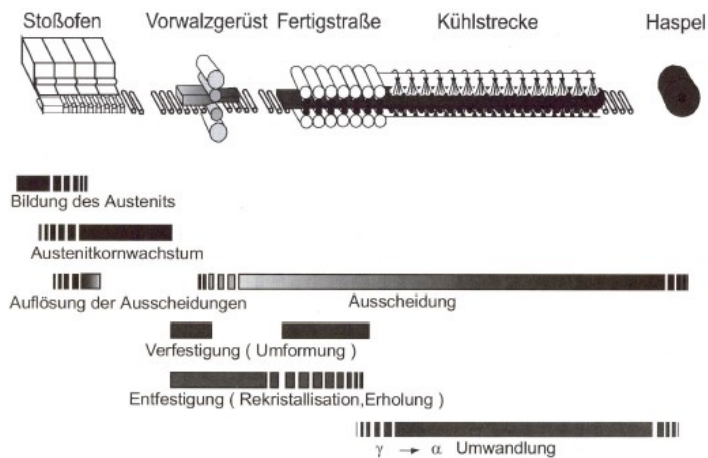
Die thermomechanische Behandlung (TMB) ist ein Warmumformverfahren, bei dem sowohl die Temperatur als auch die Umformung in einem zeitlich vorgegebenen Ablauf gesteuert werden, um einen bestimmten Werkstoffzustand – und somit bestimmte Werkstoffeigenschaften – zu erhalten. Sie ist für Stähle im SEP 84 definiert [48].

Zu unterscheiden sind zwei thermomechanische Verfahren: Das erste ist die *normalisierende Umformung*, ein Umformverfahren mit einer Endumformung im Temperaturbereich, in dem der Austenit rekristallisiert. Dies führt zu einem Werkstoffzustand, der dem Normalglühzustand gleichwertig ist, sodass die mechanischen Eigenschaften nach einem zusätzlichen Normalglühen beibehalten werden.

Das zweite Verfahren wird als *thermomechanische Umformung* bezeichnet. Das Umformverfahren realisiert in diesem Fall eine Endumformung in einem definierten Temperaturbereich, in dem der Austenit nicht mehr rekristallisiert. Dadurch erhält man einen Werkstoffzustand mit Eigenschaften, welche durch eine Wärmebehandlung allein nicht erreicht werden können. Bei der thermomechanischen Umformung sind im Wesentlichen drei Temperaturbereiche zu beachten: Die Umformung kann jeweils im Temperaturbereich der Phasen  $\gamma$ ,  $\gamma/\alpha$  oder  $\alpha$  erfolgen [20, 49].

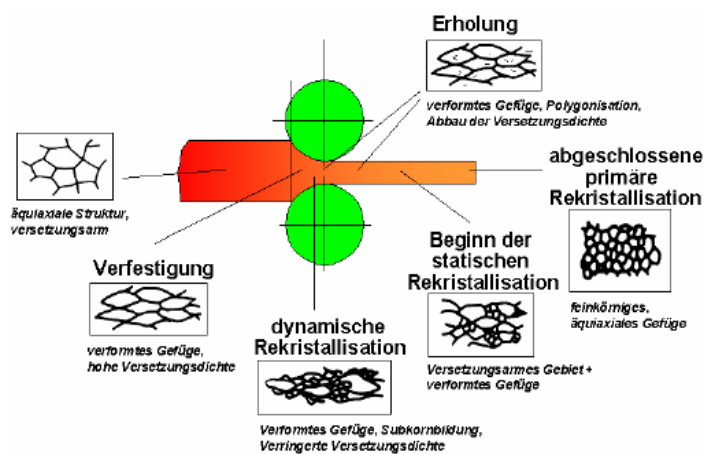
In Abbildung 10 sind die wichtigsten Gefügebildungsvorgänge während der langsamen Wiedererwärmung des Vormaterials, des Warmwalzens und des Kühlens aufgezeigt. Beim Wärmen *unlegierter* Stahlbrammen im Stoßofen erfolgt die Bildung

des Austenits. Die Wärmtemperatur liegt dabei im Bereich zwischen 1100 und 1300 °C.



**Abbildung 10:** Metallkundliche Phänomene beim Walzen von Warmband unter den Bedingungen einer thermomechanischen Behandlung [50]

Bei *mikrolegierten* Stählen behindern die Ausscheidungen des Vanadiums, Aluminiums, Niobs oder Titans die Kornvergrößerung während des Wärmens bis zu ihrer Auflösung. Die Wärmtemperatur und die Zeit sollen dabei so festgelegt werden, dass die Ausscheidungen sich auflösen und die Korngröße möglichst klein ist [49]. Die Mikrolegierungselemente scheiden sich zum Teil während der Warmumformung aus und führen dabei zur Kornfeinung bzw. zur Behinderung der Entfestigungsvorgänge. Der verbliebene Gehalt scheidet sich nach der  $\gamma/\alpha$ -Umwandlung aus und trägt während einer langsamen Abkühlung zur Ausscheidungshärtung im Ferrit bei. Um beides effektiv erreichen zu können, müssen die Ausscheidungen zuvor, d. h. während des Wärmens, weitestgehend gelöst werden. Die Anwendung der TMB wird mit einer Steuerung der Entfestigungsvorgänge beim Warmwalzen verbunden, und es wird eine feinere Korngröße nach der Warmumformung im Austenitgebiet angestrebt. Diese kann infolge der Rekristallisation des Austenits erzielt werden. Die Vorgänge der Entfestigung im Zuge der Umformung sind in Abbildung 11 dargestellt.



**Abbildung 11:** Metallphysikalische Prozesse und Austenitkornentwicklung im Zuge eines Warmwalzstichs [51]

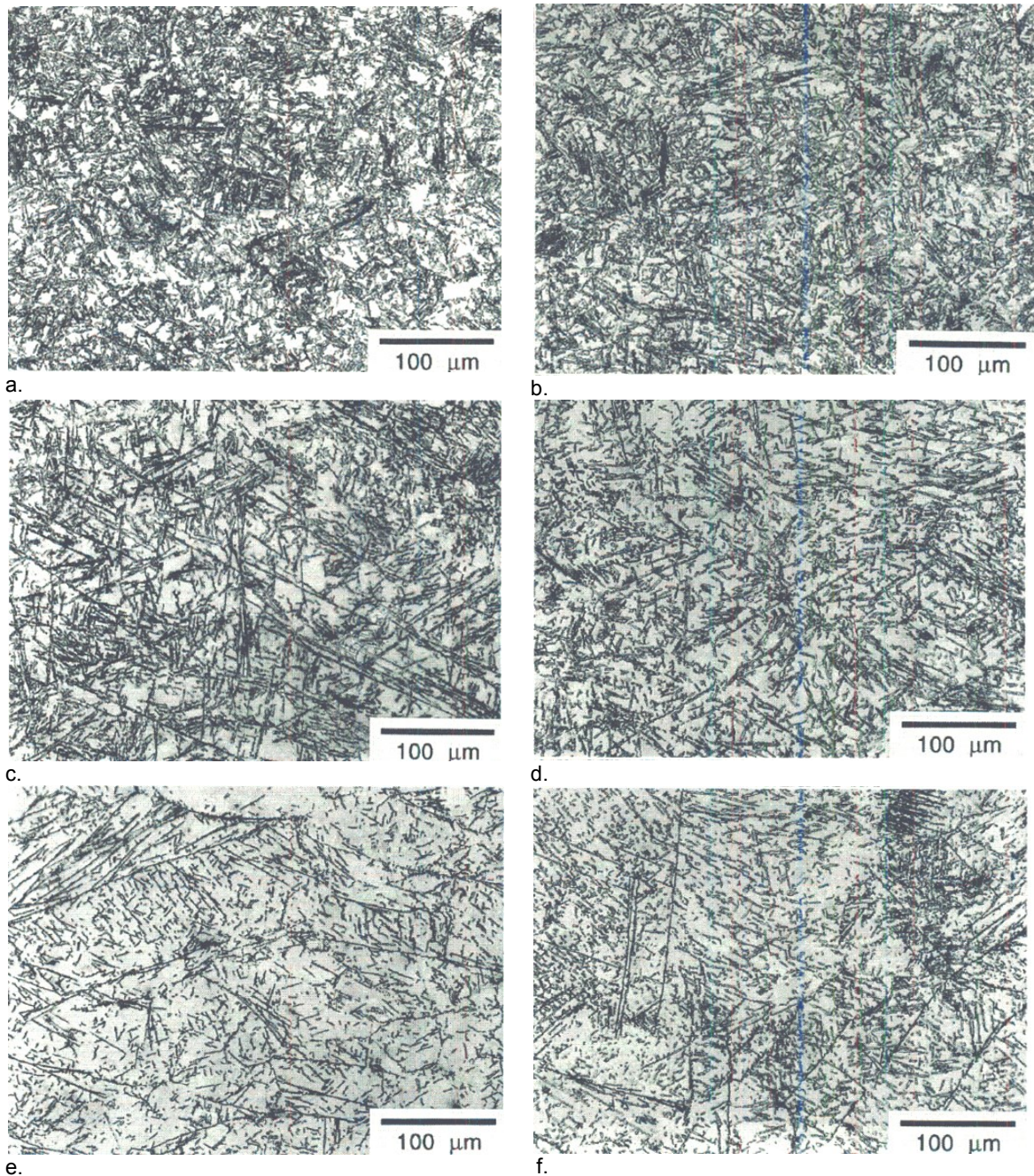
Abhängig von der Korngröße des Austenits und dessen Zustand hinsichtlich der Entfestigung werden unterschiedliche Einflüsse auf den Vorgang der Bainitbildung erwartet.

Der Einfluss der Austenitkorngröße auf die Bainitumwandlung bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten größer als 0,15 % wurde umfangreich untersucht, und dabei wurde ermittelt, dass die Verfeinerung der Austenitkorngröße zu einer Beschleunigung der Bainitbildung führt. Dies hängt mit dem Anwachsen der Korngrenzflächen-summe je Volumeneinheit zusammen, womit auch die Anzahl möglicher Keimbildungsstellen des Bainits zunimmt [4, 52, 53, 54, 55].

Eine hohe Versetzungsdichte im Austenit, welche durch Umformung vorgerufen wurde, beeinflusst ebenfalls die Bainitbildung. Die Versetzungsdichte kann zu diesem Zweck durch Umformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur sehr stark erhöht werden, und sie ist im Fall der diffusionsgesteuerten Umwandlung eine zusätzliche Triebkraft für die ferritische und perlitische Umwandlung. Austenitverfestigung hingegen ist für die Bildung von Bainitnadeln eher ungünstig, da diese einen zusätzlichen Widerstand gegen die Bildung von Ferritplatten während der Umwandlung verursacht. In einem umgeformten Austenit wird einerseits die Keimbildungsrate der neuen Phase (Ferritplatte) erhöht, andererseits hemmt die erhöhte Fließspannung des Austenits das Wachstum der Ferritplatten und der Bainit-Anteil wird kleiner [56]. Das bestätigen auch Bhadeshia und Shipway, die darauf hinweisen, dass eine Erhöhung der Versetzungsdichte im Austenit zur Minderung des gesamten Bainitanteils führt [57].

Shipway untersuchte Restaustenit beinhaltende bainitische Stähle mit einem Legierungsgehalt von 0,45 % Kohlenstoff, 2,08 % Silizium, 2,69 % Mangan und geringen Anteilen von Niob. Es wurden Zylinderproben nach einer Umformung bei unterschiedlichen Temperaturen und anschließender Auslagerung im Bainittemperaturbereich untersucht. Dabei wurden die Umformgrade zwischen 0 und 0,6 sowie die Umformtemperaturen zwischen 600 und 1200 °C variiert. Die bei einer Temperatur von 600 °C umgeformten Proben wiesen einen deutlich geringeren rekristallisierten Anteil auf. Eine Umformung bei 1050 °C mit geringem Umformgrad führte zu einer Teilrekristallisation des Austenits. Bei 1200 °C dann wurde das Gefüge vollständig rekristallisiert (s. Abbildung 12 a und b). Shipway hat darüber hinaus nachgewiesen, dass eine Umformung mit Umformgraden zwischen 0,18 und 0,36 einen starken Einfluss auf die Bainitumwandlung ausübt. Mit Absenkung der Temperatur von 1200 auf 600 °C sinkt der Bainitanteil, was seinerseits mit einem abnehmenden Anteil an entfestigtem Austenit erklärt wird. Eine Umformung bei der Temperatur von 450 °C (unterhalb der Bainitstarttemperatur) wiederum führte zu einer Beschleunigung der Bainitumwandlung (s. Abbildung 12 f) [57], da eine zusätzliche mechanische Spannung, d. h. Triebkraft für die Bainitumwandlung, induziert wird.

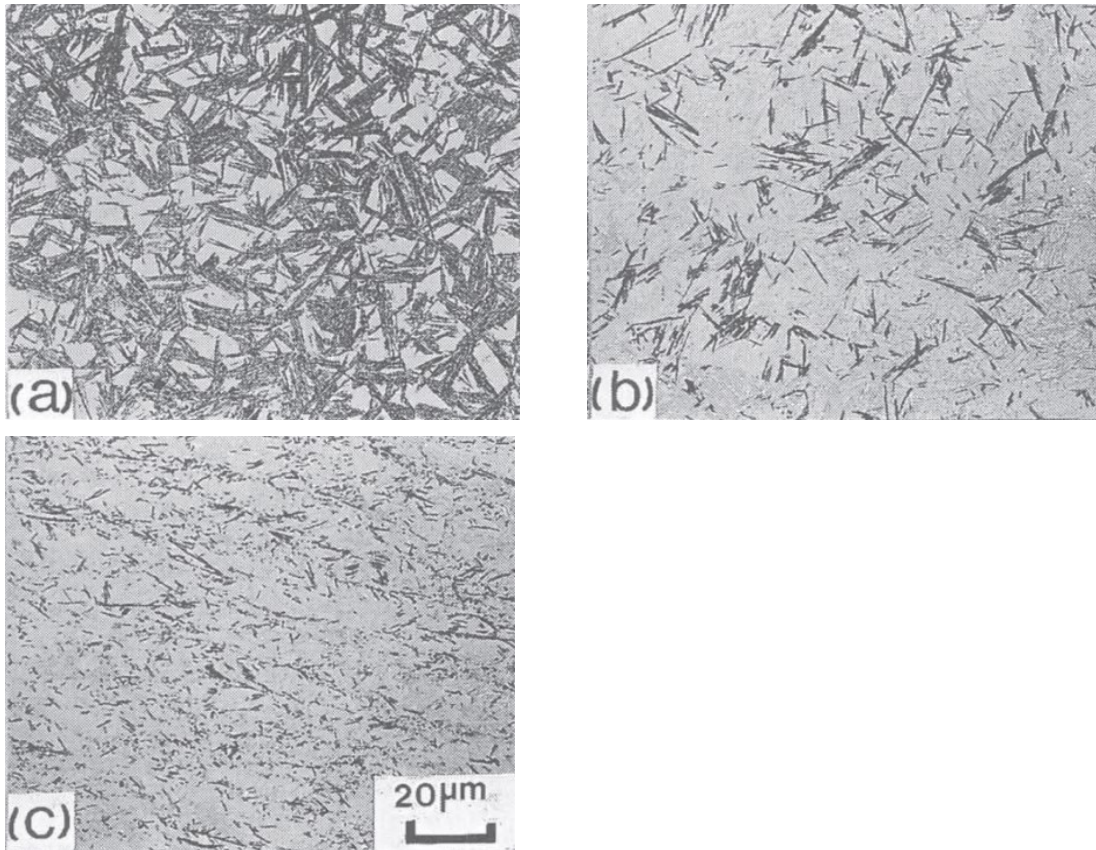




**Abbildung 12:** Bainitentwicklung nach Applikation verschiedener Umformtemperaturen (a.: 1200 °C; b.: 1050 °C; c.: 900 °C; d.: 750 °C; e.: 600 °C; f.: 450 °C)  
nach Shipway, mittels Lichtmikroskop [57]

Die Untersuchungen von Yang et al., die mit vergleichbaren Stahl und unter denselben Bedingungen durchgeführt wurden, zeigen gleiche Phänomene wie die von Shipway. Der Stahl weist eine deutliche Abhängigkeit des Bainitanteils von den Umformbedingungen des instabilen Austenits bei 750 °C auf. Die in Abbildung 13 dargestellten Gefügaufnahmen belegen, dass der Anteil an Bainitnadeln mit sinkender Umformtemperatur reduziert wird [58]. Bei einer Umformtemperatur von 450 °C steigt der Anteil an Bainitnadeln wieder an, da die Umformung während der Umwandlung stattfindet und diese durch die zusätzliche Spannung begünstigt.

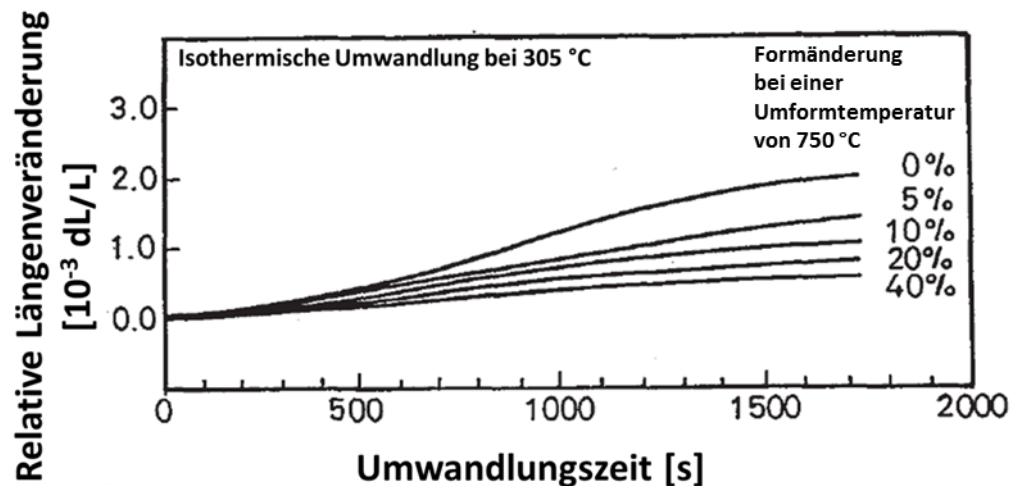




**Abbildung 13:** Aufnahmen des bainitischen Gefüges nach einer Umformung mit einer Abnahme von a.: 0 %, b.: 10 %, c.: 40 % und einer isothermen Umwandlung bei einer Temperatur von 350 °C [58]

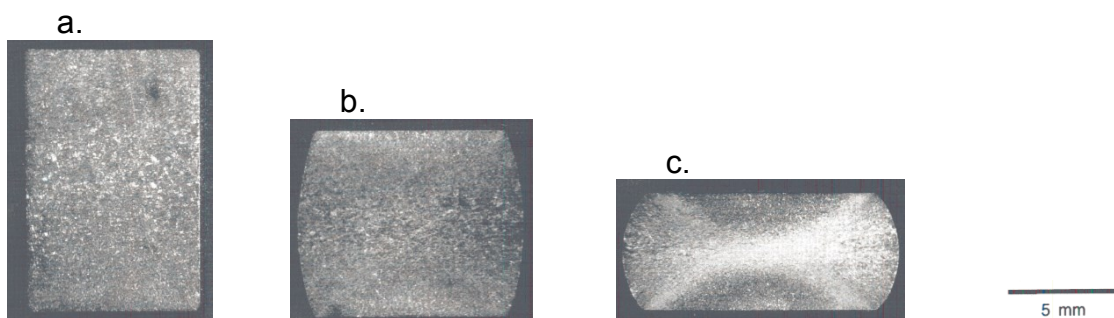
Die weiteren Untersuchungen von Yang am Umformdilatometer zeigen die Zusammenhänge zwischen der Verfestigung des Austenits und der Bainitbildung. In Abbildung 14 sind die Ergebnisse im Diagramm festgehalten. Sie verdeutlichen den Einfluss der Umformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur auf die Bainitbildung. Bei einer Formänderung von 40 % wird nur ein geringer Bainitanteil gebildet. Außer Bainit wurde auch nicht umgewandelte Restaustenit oder Martensit in allen Gefügen gefunden. Diese wurde durch den von Bhadeshia definierten blockartigen Austenit erklärt. Der Austenit, welcher durch die Verfestigung gegenüber der Bainitischen Umwandlung stabilisiert wurde, bleibt stabil als blockartiger Restaustenit oder wandelt nach dem Erreichen der Martensitstarttemperatur in Martensit um. Weiter wird auf Thema des blockartigen Austenits in Kapitel 2.4 eingegangen. Beide Gefügearten (Restaustenit oder Martensit) sind unerwünscht, weil sie wegen der hohen Eigenspannung in nicht angelassener Form eine hohe Sprödigkeit des Stahles verursachen.





**Abbildung 14:** Darstellung der relativen Längenänderung während der Bainitumwandlung nach einer Umformung mit verschiedenen Formänderungen bei einer Umformtemperatur von 750 °C und nach isothermischer Umwandlung bei 350 °C [58]

Im Stauchversuch, welcher durch eine inhomogene Verteilung von Umformgrad und -geschwindigkeit charakterisiert ist, kann der Zusammenhang zwischen einer Umformung (Verfestigung) des Austenits und der Bainitumwandlung gut beobachtet werden. Proben eines Stahls (Fe-0.12C-2.03Si-2.96Mn %) wurden nach entsprechender Umformung auf den Temperaturbereich der Bainitumwandlung (350 °C) abgekühlt und gehalten. Es zeigte sich eine starke Abhängigkeit der Bainitumwandlung von der inhomogenen Verteilung des Umformgrads über die Höhe sowie die Länge der gestauchten Proben. Wo die höchste Versetzungsdichte während der Umformung entsteht (Schmiedekreuz), bildet sich kein Bainit aus und das Gefüge bleibt nach dem Ätzen mit Nital weiß, was auf einen hohen Anteil an Restaustenit hindeutet (siehe Abbildung 15).



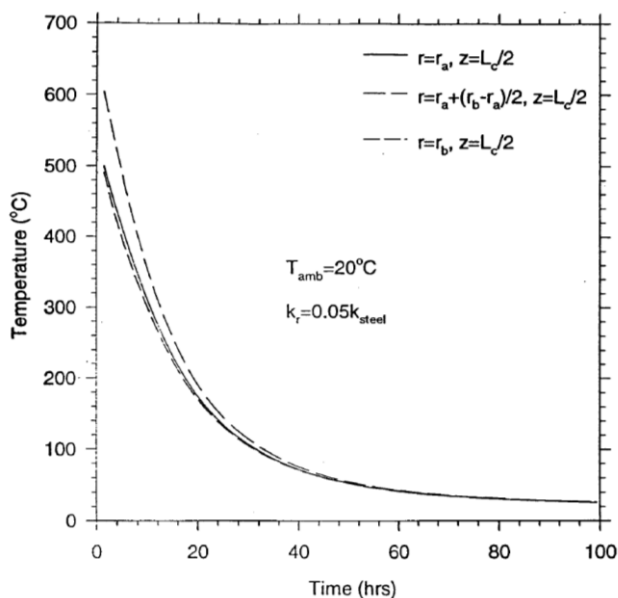
**Abbildung 15:** Darstellung des makroskopischen Einflusses auf das bainitische Gefüge nach Stauchung mit unterschiedlichen Umformgraden (a.:  $\varphi = 0$ ; b.:  $\varphi = 0,36$ ; c.:  $\varphi = 0,8$ ) [57]

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass der nicht rekristallisierte Austenit während der bainitischen Umwandlung stabilisiert wird. Dies führt zu einer inhomogenen Verteilung von Bainit und der Ausbildung von blockartigem Restaustenit. Der Restaustenit, der nicht sofort in Martensit umwandelt, wird bei einer späteren Kaltumformung zu Martensit und damit spröde. Die mechanischen Eigenschaften sind daher

stark vom Aufbau des bainitischen Gefüges abhängig. Eine genauere Beschreibung dieser Wirkung erfolgt im nächsten Abschnitt.

### 2.3.6 Bainitbildung während der Coilabkühlung

Die Bainitumwandlung kann, wie in der Veröffentlichung von Caballero et al. [53] berichtet wurde, mehrere Stunden dauern. Derartig lange Umwandlungszeiten sind im Zuge eines Warmwalzprozesses jedoch nicht wirtschaftlich vertretbar. Solch große Zeitfenster sind nur bei der Coilabkühlung während des Transports oder im Coil-lager möglich. Zum Aspekt der *Coilabkühlung nach dem Warmwalzen* sind in der Literatur allerdings nur vereinzelte Untersuchungen zu finden. Diese basieren entweder auf einer Messung oder aber einer Berechnung der Temperatur in Abhängigkeit von Abkühlzeit und Randbedingungen [59, 60]. Die Ergebnisse der durchgeführten numerischen Simulation des Coilabkühlens von Hernandez-Avila sind in Abbildung 16 dargestellt. Im Diagramm (Abbildung 16) wurden die berechneten Temperaturprofile des Coils während des Abkühlens dargestellt. Der Autor beruft sich auf Betriebs-Beobachtungen und deutet auf die Übereinstimmung berechneter und gemessener Temperaturen hin. Das Temperaturfeld im Coil direkt nach dem Haspeln bei einer Temperatur von 600 °C weist große Differenzen zwischen dem Rand und der Mitte des Querschnitts auf. Dieser Unterschied wird während des weiteren Abkühlens allmählich ausgeglichen. Die Homogenisierung des Temperaturfeldes bietet eine Chance zur Einstellung eines homogenen bainitischen Gefüges.



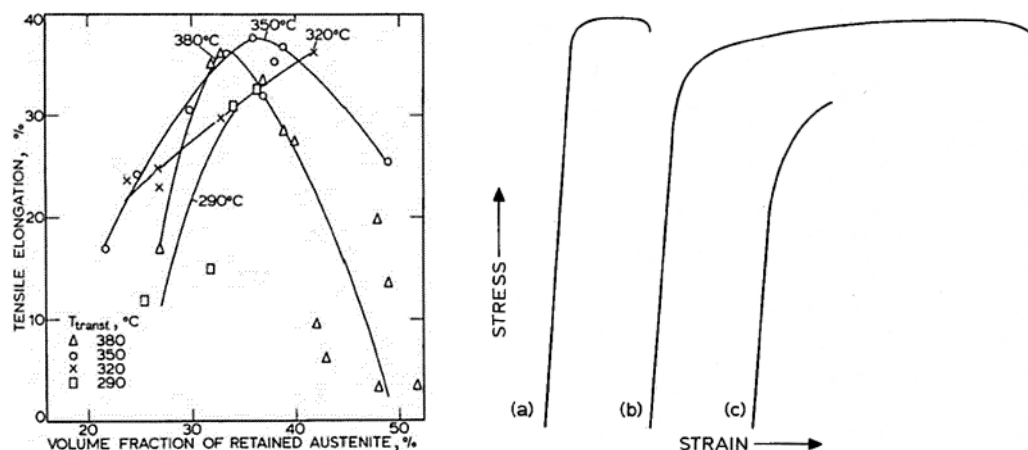
**Abbildung 16:** Berechnete Abkühlkurven von unterschiedlichen Positionen des Coils [61]

Caballero et al. schreiben, dass eine Gefügeumwandlung im Coil noch nach dem reversierenden Walzen möglich ist. Zum kontinuierlichen Walzen, bei dem viel höhere Bandgeschwindigkeiten und damit auch andere Entfestigungskinetiken auftreten, wurden bislang noch keine Untersuchungen vorgenommen. Die experimentelle Simulation des gesamten Walzprozesses wurde auf einer Pilotanlage durchgeführt, wo die Coilabkühlung in einem Ofen simuliert wurde. Die Abkühlgeschwindigkeiten im

Coil wurden dabei als fest angenommen, ohne Berücksichtigung der Abkühlkurven, wie sie in Abbildung 16 dargestellt sind. Die so hergestellten Stähle verfügten über ein bainitisches Gefüge mit einer Festigkeit größer als 1400 MPa und einer Bruchdehnung bis zu 30 % [62]. Die Gefüge wiesen einen sehr hohen Anteil filmartigen Restaustenits auf, welcher eine hohe Festigkeit und gute Dehnung zur Folge hat.

## 2.4 Restaustenitmorphologie und die mechanischen Eigenschaften

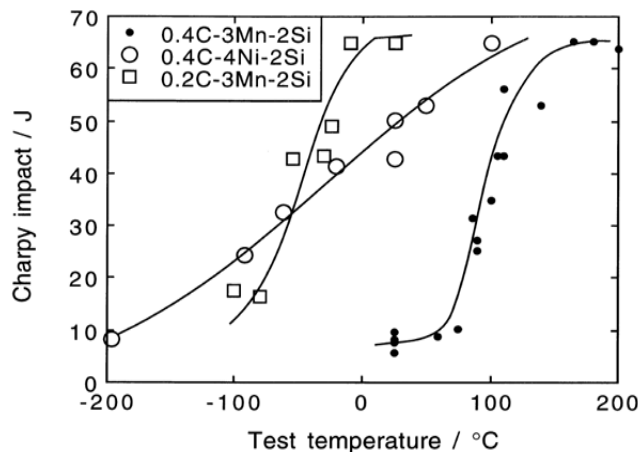
Nach [63] wirkt sich die Restaustenitmenge sowie deren Morphologie aufgrund der hohen Duktilität und der Umwandlungsfähigkeit des Restaustenits stark auf die Zähigkeitseigenschaften eines bainitischen Stahls aus. Von Bhadeshia [64]. wurden zwei Restaustenitmorphologien, nämlich blockartige und filmartige, genannt. Dabei ist der filmartige Restaustenit fein und nur selten mit Hilfe der Lichtmikroskopie nachzuweisen. Der blockartige Restaustenit hingegen ist in Form grober Inseln, die bei kleinster äußerer Belastung sofort in Martensit umwandeln, gut zu erkennen; er erhöht die Sprödigkeit des untersuchten Werkstoffs stark. Der filmartige Restaustenit hingegen, der durch den aus Ferritplatten diffundierten Kohlenstoff stabilisiert wird, weist eine höhere Kohlenstoffkonzentration als der blockartige Restaustenit auf und bleibt im Gefüge bis zu hohen Umformgraden beständig. In Schrifttum finden sich auch Hinweise darauf, dass bei einer bestimmten Kombination beider Arten des Restaustenits eine sehr hohe Zugfestigkeit bei gleichzeitiger hoher Bruchdehnung sowie guter Zähigkeit erreicht werden kann. Dies soll allerdings nur erreichbar sein, wenn der Restaustenit überwiegend in filmartiger Konsistenz vorliegt [65, 66, 67, 68, 69]. Bei Proben mit zu hohen Anteilen an Restaustenit (siehe Abbildung 17), der in Form von blockartigen Inseln zu finden ist, ist die Bruchdehnung stark reduziert.



**Abbildung 17:** Bruchdehnung von vollbainitischem Stahl in Abhängigkeit vom Restaustenitanteil und unterschiedlichen Spannung-Dehnungskurven (a.: zu wenig am gesamten Restaustenit b.: optimale gesamte Restaustenitmenge; c.: zu viel am gesamten Restaustenit-zu viel am blockartigen Restaustenit) [68]

Nach [68] werden die optimalen Eigenschaften bei einem Verhältnis von  $V_{\gamma f}/V_{\gamma b} > 0,9$  erreicht, wobei  $V_{\gamma f}$  der Volumenanteil an filmartigem Restaustenit und  $V_{\gamma b}$  der

Volumenanteil an blockartigem Restaustenit ist. Das bei der Legierung 0.4C-3Mn-2Si nicht eingehaltene Verhältnis kann zu einem Anstieg der Übergangstemperatur und einer verringerten Zähigkeit führen, was in Abbildung 18 dargestellt ist. Das Gefüge des untersuchten Stahls mit 0.4C-3Mn-2Si besteht aus vielen Inseln von blockartigem Restaustenit. Die beiden anderen in Abbildung 18 dargestellten Stähle weisen eine reduzierte thermodynamische Stabilität des Austenits auf, was zu einem Anstieg der Bainitmenge (zu mehr filmartigem Restaustenit) und dadurch zur Senkung der Übergangstemperatur sowie einem geringeren Anteil an blockartigem Restaustenit führt [64].



**Abbildung 18:** Kerbschlagarbeit der Siliziumstähle mit bainitischem Gefüge in Abhängigkeit der Testtemperatur [64]

## 2.5 Modelle zur Beschreibung der bainitischen Umwandlung

Für ein Verständnis der Herstellungstechnologie bainitischer Stähle mit Restaustenit sind entsprechende Modelle zur Vorhersage notwendig. Dazu gehören unter anderem Berechnungssysteme zur Phasenumwandlung, zur Ausscheidungskinetik oder Fließspannung. Im folgenden Kapitel ist eine Lösung zur Berechnung der im Mittelpunkt stehender bainitischen Umwandlung dargestellt.

### 2.5.1 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die freie Energie der $\gamma/\alpha$ -Phasen

Im Schrifttum werden viele Möglichkeiten und Konzepte, welche die Phasenumwandlung beschreiben und berechnen, genannt. Vor allem *FuzzyLogic*, *künstliche neuronale Netze* (empirisch basierte Modelle) oder *thermodynamisch basierte Berechnungsmethoden* werden seit einigen Jahren häufiger zur Berechnung der Phasenumwandlung genutzt. Die mathematische Modellierung der bainitischen Umwandlung mit Hilfe bestehender Softwarepakete wie *Thermocalc* oder *Factsage* ist z. Zt. möglich. Dabei werden in diesen Systemen aber leider die Zusammenhänge zwischen der Versetzungsdichte, der Spannung sowie der Bainitumwandlungskinetik vernachlässigt. Die Versetzungsdichte und die Innen- oder Außenspannung beschreiben jedoch den Austenitzustand der bainitischen Umwandlung, welcher einen großen Einfluss auf die Bainitbildung ausübt.

Eine Basis zur weiteren Entwicklung ist das Modell von Bhadeshia, das komplexe Legierungssysteme berücksichtigt. Aber auch hier werden Versetzungsdichte und Spannungseinflüsse noch nicht explizit mit einbezogen [12].

Nachfolgend werden die Ergebnisse der Arbeitsgruppe von Bhadeshia dargestellt. Die Ergebnisse verdeutlichen, dass bei der Modellierung der Phasenumwandlung die Berechnung von freier Energie der einzelnen Phasen notwendig ist. Dieser *Unterschied* in der freien Energie der einzelnen Phasen bildet eine *Triebkraft* für die Umwandlung. Es gibt mehrere Modelle, die dies beschreiben: Von schlichten empirischen Erklärungskonzepten, die auf der Basis einfacher linearer Gleichungen aufgebaut wurden, bis hin zu komplexen Entwürfen, welche die thermodynamischen Systeme nutzen. Basis der Bhadeshia-Software ist das empirische Modell zur Berechnung der freien Energie von Aaronson [2].

Nach Aaronson ist die freie Energie des Ferrits bei der Temperatur  $T$  und dem Kohlenstoffgehalt  $x^\alpha$  gleich:

$$G^\alpha = x^\alpha \cdot (\mu_C^0 + R \cdot T \cdot \ln a_C^\alpha) + (1 - x^\alpha) \cdot (\mu_{Fe}^{\alpha 0} + R \cdot T \cdot \ln a_{Fe}^\alpha) \quad (1)$$

wobei  $a_C^\alpha$  und  $a_{Fe}^\alpha$  die Aktivitäten des Kohlenstoffs und des Eisens im Ferrit sind. Dabei sind auch die chemischen Potenziale des reinen Graphits und des Eisens zu betrachten ( $\mu_C^0$  und  $\mu_{Fe}^{\alpha 0}$ ).

Die freie Energie des Austenits ist abhängig von  $x^\gamma$  und kann wie folgt berechnet werden:

$$G^\gamma = x^\gamma \cdot (\mu_C^0 + R \cdot T \cdot \ln a_C^\gamma) + (1 - x^\gamma) \cdot (\mu_{Fe}^{\gamma 0} + R \cdot T \cdot \ln a_{Fe}^\gamma) \quad (2)$$

Die Aktivitäten des Kohlenstoffs und des Eisens sind von der Molkonzentration des Kohlenstoffs abhängig. Quantitativ lassen sich die Aktivitäten mit folgenden Gleichungen bestimmen:

Die Aktivität des Kohlenstoffs in der ferritischen Phase ist nach [70] und [71] gegeben durch

$$\ln a_C^\alpha x^\alpha = 4 \cdot \ln \left( \frac{\sqrt{9 - 6 \cdot (2 \cdot J_\alpha + 3) \cdot x^\alpha + (9 + 16 \cdot J_\alpha)(x^\alpha)^2} - 3 + 5 \cdot x^\alpha}{\sqrt{9 - 6 \cdot (2 \cdot J_\alpha + 3) \cdot x^\alpha + (9 + 16 \cdot J_\alpha)(x^\alpha)^2} + 3 - 5 \cdot x^\alpha} \right) + 3 \quad (3)$$

$$\cdot \ln \left( \frac{3 - 4 \cdot x^\alpha}{x^\alpha} \right) + 4 \cdot \frac{\omega_\alpha}{R \cdot T} + \frac{\Delta \bar{H}_\alpha - \Delta \bar{S}_\alpha \cdot T}{R \cdot T}$$

wobei  $J_\alpha$  gleich

$$J_\alpha = 1 - \exp \left( \frac{-\omega_\alpha}{R \cdot T} \right) \quad (4)$$

und  $\omega_\alpha$  eine Kohlenstoff-Kohlenstoff Interaktionsenergie für Ferrit ist, während  $\Delta\bar{H}_\alpha$  und  $\Delta\bar{S}_\alpha$  die partielle molare Enthalpie und Nicht-Vertauschungsentropie für Mischkristalle des Kohlenstoffs und des Ferrits sind.

Die Aktivität für Eisen im Ferrit ist nach [72] zu berechnen:

$$\begin{aligned} \ln a_{Fe}^\alpha x^\alpha &= 9 \cdot \ln \left( \frac{3(1 - x^\alpha)}{(3 - 4 \cdot x^\alpha)} \right) + 12 \\ &\cdot \ln \left( \frac{3 \cdot (1 - 2 \cdot J_\alpha) + (8 \cdot J_\alpha - 3) \cdot x^\alpha}{2 \cdot J_\alpha \cdot (4 \cdot x^\alpha - 3)} \right. \\ &\quad \left. - \frac{\sqrt{(9 - 6 \cdot (2 \cdot J_\alpha + 3) \cdot x^\alpha + (9 + 16 \cdot J_\alpha)(x^\alpha)^2)}}{2 \cdot J_\alpha \cdot (4 \cdot x^\alpha - 3)} \right) \end{aligned} \quad (5)$$

Die Aktivität des Kohlenstoffs im Austenit lässt sich durch

$$\begin{aligned} \ln a_C^\gamma x^\gamma &= 6 \cdot \ln \left( \frac{\sqrt{1 - 2 \cdot (1 + 2 \cdot J_\gamma) \cdot x^\gamma + (1 + 8 \cdot J_\gamma)(x^\gamma)^2} - 1 + 3 \cdot x^\gamma}{\sqrt{1 - 2 \cdot (1 + 2 \cdot J_\gamma) \cdot x^\gamma + (1 + 8 \cdot J_\gamma)(x^\gamma)^2} + 1 - 3 \cdot x^\gamma} \right) + 5 \\ &\cdot \ln \left( \frac{1 - 2 \cdot x^\gamma}{x^\gamma} \right) + 6 \cdot \frac{\omega_\gamma}{R \cdot T} + \frac{\Delta\bar{H}_\gamma - \Delta\bar{S}_\gamma \cdot T}{R \cdot T} \end{aligned} \quad (6)$$

bestimmen, wobei  $J_\gamma$  durch

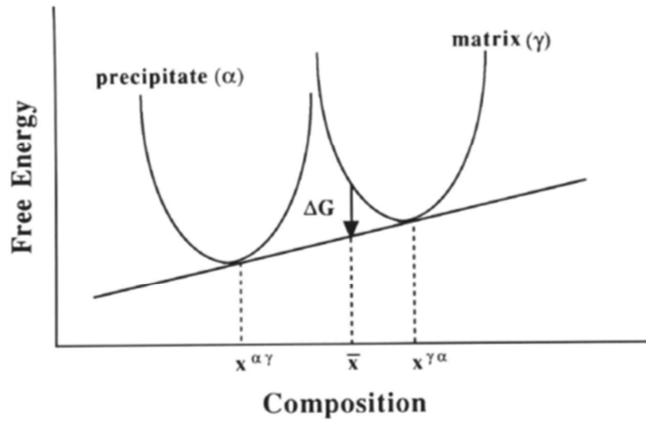
$$J_\gamma = 1 - \exp \left( \frac{-\omega_\gamma}{R \cdot T} \right) \quad (7)$$

gegeben ist.

Die Aktivität des Eisens im Austenit ist:

$$\begin{aligned} \ln a_{Fe}^\gamma x^\gamma &= 6 \cdot \ln \left( \frac{1 - 2 \cdot J_\gamma + (4 \cdot J_\gamma - 1) \sqrt{1 - 2 \cdot (1 + 2 \cdot J_\gamma)x^\gamma + (1 + 8 \cdot J_\gamma)(x^\gamma)^2}}{2 \cdot J_\gamma(2 \cdot x^\gamma - 1)} \right) + 5 \\ &\cdot \ln \left( \frac{1 - x^\gamma}{1 - 2 \cdot x^\gamma} \right) \end{aligned} \quad (8)$$

Die thermodynamischen Werte wie  $\Delta\bar{H}_\alpha$ ,  $\Delta\bar{H}_\gamma$ ,  $\omega_\alpha$ ,  $\omega_\gamma$ ,  $\Delta\bar{S}_\alpha$ ,  $\Delta\bar{S}_\gamma$  sind [73, 74] und [75] und im Kapitel 12.1 zu entnehmen.



**Abbildung 19:** Darstellung der Änderung der Gibbs-Energie bei  $\gamma$ - $\alpha$  Umwandlung [12]

Die Energieänderung während der in Abbildung 19 illustrierten Umwandlung ist nach [4] gleich:

$$\begin{aligned} \Delta G^{\gamma \rightarrow \gamma_1 + \alpha} = & (\mu_{Fe}^{\alpha 0} - \mu_{Fe}^{\gamma 0}) + R \cdot T \cdot v (x^{\alpha \gamma} \cdot \ln(\alpha_C^\alpha |_{x^{\alpha \gamma}}) + (1 - x^{\alpha \gamma}) \cdot \ln(\alpha_{Fe}^\alpha |_{x^{\alpha \gamma}})) \\ & + R \cdot T (1 - v) \cdot (x^{\gamma \alpha} \ln(\alpha_C^\gamma |_{x^{\gamma \alpha}}) + (1 - x^{\gamma \alpha}) \cdot \ln(\alpha_{Fe}^\gamma |_{x^{\gamma \alpha}})) - R \\ & \cdot T (1 - v) \cdot (\bar{x} \cdot \ln(\alpha_C^\gamma |_{\bar{x}}) + (1 - \bar{x}) \cdot \ln(\alpha_{Fe}^\gamma |_{\bar{x}})) \end{aligned} \quad (9)$$

und wird unter Nutzung der erhaltenen Werte zu  $\ln \alpha_C^\alpha |_{x^{\alpha \gamma}}$ ,  $\ln \alpha_C^\alpha |_{x^{\gamma \alpha}}$ ,  $\ln \alpha_{Fe}^\alpha |_{x^{\alpha \gamma}}$ ,  $\ln \alpha_{Fe}^\alpha |_{x^{\gamma \alpha}}$ ,  $\ln \alpha_C^\alpha |_{\bar{x}}$ ,  $\ln \alpha_{Fe}^\alpha |_{\bar{x}}$  berechnet.

Aus den berechneten freien Energien der beiden Phasen (Austenit und Ferrit) lässt sich die treibende Kraft der Phasenumwandlung ermitteln. Damit kann die Kinetik der Bainitumwandlung simuliert werden. Sie berücksichtigt jedoch auch an dieser Stelle noch nicht den Einfluss der einzelnen Legierungselemente auf die Triebkraft der Phasenumwandlung.

### 2.5.2 Einfluss von Legierungselementen auf die Änderung der freien Energie von Eisen bei der $\gamma \rightarrow \alpha$ Umwandlung

Die Änderung der freien Energie des Eisens ist nach Aaronson [2] von der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung wie folgt abhängig:

$$\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \alpha} = \Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} \left\{ T - 100 \cdot \sum \Delta T_{MY_i} \right\} + 141 \cdot \sum (\Delta T_{MY_i} - \Delta T_{NMY_i}) \quad (10)$$

$Y_i$  ist die Molkonzentration der einzelnen Legierungselemente,  $\Delta T_{NM}$  und  $\Delta T_M$  sind die temperaturabhängigen, nicht magnetischen und magnetischen Beiträge für jedes Bruchmol des Gehaltes an Legierungselementen. Die Werte für  $\Delta T_M$  und  $\Delta T_{NM}$  sind in Tabelle 2 zusammengestellt [76].

**Tabelle 2:** Werte für  $\Delta T_M$  und  $\Delta T_{NM}$  für einige Legierungselemente [2]

Element	Anpassung von [2]	
	$\Delta T_M$ [K] pro at. %	$\Delta T_{NM}$ [K] pro at. %
<b>Si</b>	-3 YSi	+0 YSi
<b>Mn</b>	-37,5 YMn	-39,5 YMn
<b>Ni</b>	-6 YNi	-18 YNi
<b>Mo</b>	-26 YMo	-17 YMo
<b>Cr</b>	-19 YCr	-18 YCr
<b>V</b>	-44 YV	-32 YV
<b>Co</b>	+19,5 YCo	+16 YCo
<b>Al</b>	+8 YAl	+15 YAl
<b>Cu</b>	+4,5 YCu	-11,5 YCu
<b>W</b>	-26 YW	-17 YW

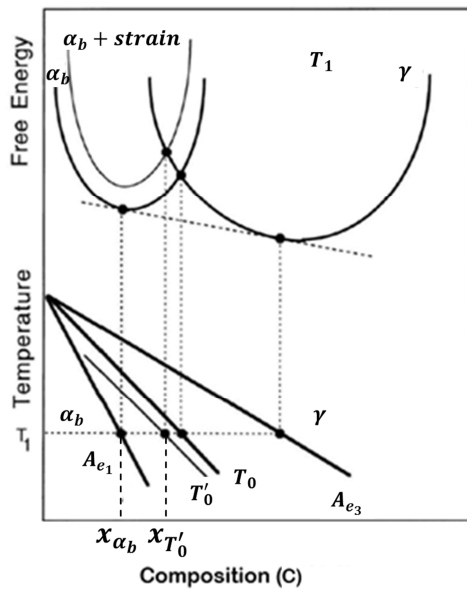
Die Funktion  $\Delta G_{Fe}^{\gamma \rightarrow \alpha}$  muss gemäß Aaronson nach Formel (10) berechnet werden. Auf diese Weise lassen sich die Einflüsse der einzelnen Legierungselemente und deren Gehalte auf die freie Energie des Eisens bestimmen. Damit können dann die Anteile der bainitische Umwandlung berechnet werden.

### 2.5.3 Unvollständige Umwandlung

Das Gefüge der Stähle mit Bainit und Restaustenit setzt sich aus bainitischem Ferrit (feine Platten des Ferrits) und Restaustenit zusammen. Die Bildung von Karbiden wird durch Zugabe von Si, Al oder P gezielt unterdrückt, da deren Anwesenheit im Gefüge die Stähle anderenfalls bei hohen Belastungen beeinträchtigen würde: Aufgrund der Bildung von Rissen an den inkohärenten Phasengrenzflächen nämlich wirken ausgeschiedene Karbide materialschädigend [77]. Die Unterdrückung der Kohlenstoffausscheidung, die die thermodynamischen Bedingungen verändert, führt zur unvollständigen Umwandlung des Austenits durch anreichen an Kohlenstoff der nicht umgewandelten  $\gamma$ -Phase.

Wie in Abbildung 20 dargestellt, ändert sich mit den thermodynamischen Bedingungen die Stabilität des Austenits. In Abbildung 20 ist das mit der Lage der Funktion der freien Energie einzelner Phase gezeigt. Es werden nur Ferrit ( $\alpha$ ) und Austenit ( $\gamma$ ) in Betracht gezogen, da diese am Umwandlungsphänomen teilnehmen. Die freie Energie des Ferrits wird durch die während der Scherumwandlung aufgetretenen Umformung des Ferrits um 400 J/Mol ( $\alpha$ +strain) erhöht. Anhand der berechneten Werte der freien Energien lassen sich dann die Punkte der Phasengrenze zwischen  $\alpha$ +strain und  $\gamma$  bei jeder Temperatur berechnen. Diese bilden die Linien  $A_{e_1}$ ,  $A_{e_3}$ ,  $T_0$  und  $T'_0$  die das Umwandlungsverhalten charakterisieren. Eine bainitische Umwandlung kann daher nur im Austenit stattfinden, dessen Kohlenstoffgehalt einen Wert annimmt, der dem Kohlenstoffgehalt zwischen  $A_{e_1}$  und  $T'_0$  entspricht [78]. Die Kohlenstoffanreicherung des Austenits während der bainitischen Umwandlung verschiebt den mittleren Kohlenstoffgehalt der Matrix in Richtung der  $T'_0$  Linie. Diese Linie beschreibt die Abhängigkeit des Gleichgewichtszustandes zwischen Ferrit und Austenit unter Berücksichtigung der Umformung des Ferrits in Abhängigkeit der Temperatur [79, 4].





**Abbildung 20:** Schematische Darstellung der  $T_0$  und  $T'_0$  Kurven [4]

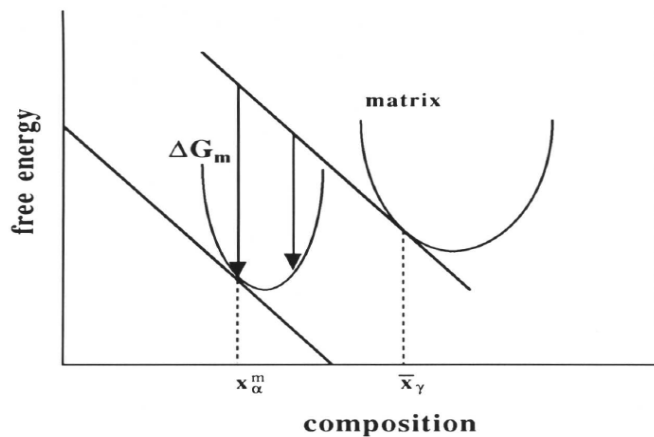
Entsprechend einer Hebelarmregel lässt sich die maximale Menge an Ferritplatten  $V_{\alpha_b}^{max}$  im Bainit gemäß Gleichung (11) berechnen.

$$V_{\alpha_b}^{max} = \frac{x_{T'_0} - \bar{x}}{x_{T'_0} - x_{\alpha_b}} \quad (11)$$

Dabei ist  $x_{T'_0}$  die Kohlenstoffkonzentration von  $T'_0$  bei der Temperatur  $T_1$ ,  $\bar{x}$  die nominelle Kohlenstoffkonzentration im Stahl und  $x_{\alpha_b}$  die Kohlenstoffkonzentration in den Ferritplatten. Wenn die thermodynamischen Bedingungen von  $T'_0$  erreicht sind, wird, wie oben beschrieben, ein Gleichgewichtszustand zwischen den beiden Phasen erreicht, der die Umwandlung behindert. Dies führt dazu, dass große Restaustenitbereiche mit sogenannter blockartiger Morphologie (siehe Abbildung 3 a.: BRA) entstehen. Außer dem blockartigen Austenit sind zwischen den Ferritplatten hochkohlenstoffhaltige Austenitfilme zu finden (siehe Abbildung 3 b.: FRA) [4]. Damit ist die Umwandlung nicht bis zum Ende vollzogen, d. h., sie bleibt unvollständig.

#### 2.5.4 Keimbildung und Wachstum des Bainits während der Umwandlung

Die Keimbildung der Ferritplatten erfasst nur ein kleines Austenitgebiet mit neuer Phase. Da der Ferrit eine erheblich niedrigere Löslichkeit für Kohlenstoff als Austenit besitzt und der Kohlenstoff in die  $\gamma$ -Phase diffundiert, ändert sich in dieser Zeit die chemische Zusammensetzung des  $\gamma$ -Gebietes. Die meisten Keime entstehen dort, wo die maximale freie Energieänderung  $\Delta G_m$  ist, also bei einer Kohlenstoffkonzentration von  $x_{\alpha}^m$ , die deutlich niedriger als die mittleren Gehalte im Austenit ist. Die maximale freie Energieänderung ist schematisch in Abbildung 21 dargestellt.



**Abbildung 21:** Maximale freie Energieänderung  $\Delta G_m$  [12]

$\Delta G_m$  ist nach folgender Gleichung mit Suche nach Maximum zu berechnen [12]

$$\Delta G_m = R \cdot T \cdot \ln \left( \frac{a_C^\gamma|_{x_m}}{a_C^\alpha|\bar{x}} \right), \quad (12)$$

wobei die Werte anhand des Kennwertes  $\ln a_C^\alpha|_{x_m}$  und  $\ln a_C^\gamma|\bar{x}$  durch Lösung dieser Gleichung mit Gleichung (13) zu bestimmen sind [80]:

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} + R \cdot T \cdot \ln \left( \frac{a_{Fe}^\alpha \cdot \{1 - x\}}{a_{Fe}^\gamma \cdot \{1 - \bar{x}\}} \right) - R \cdot T \cdot \ln \frac{a_C^\alpha\{x\}}{a_C^\gamma\{\bar{x}\}} = 0 \quad (13)$$

Die Theorie der Bainitbildung nach Bhadeshia besagt, dass die Keimbildung von Bainit nur dann erfolgt, wenn  $|\Delta G_m|$  größer als der kritische Wert  $|G_N|$  für die Keimbildung ist.  $G_N$  ist von der Temperatur abhängig (Berechnung der Bainitstarttemperatur für die Keimbildung) [4] und kann mittels Gl. (14) ermittelt werden.

$$G_N = 3,636 \cdot \vartheta - 2540 \text{ J mol}^{-1} \quad (14)$$

Die Keimbildungstemperatur der Ferritplatte wird auch Widmanstätten-Ferritstarttemperatur ( $W_s$ ) genannt. Allerdings entsteht der Widmanstätten-Ferrit bei höheren Temperaturen.

Für das Wachstum der bainitischen Phase (bestehend aus mehreren Ferritplatten und Restaustenit) ist eine negative Energieänderung bei einer Umwandlung der  $\gamma$ -Matrix in der  $\alpha$ -Phase mit gleicher chemischer Zusammensetzung notwendig. Weil bei der Umwandlung eine zusätzliche Spannung infolge auftretender Scherung entsteht, ist bei der Energiebilanz zusätzliche Energie in Höhe von 400 J/Mol (nach Bhadeshia) hinzuzurechnen. In einigen Untersuchungen wurde nachgewiesen, dass diese Energie etwa 600 J/Mol beträgt [81]. Dies ist in Abbildung 20 als „ $\alpha$ +strain“ dargestellt. Wenn die Temperatur unterhalb von  $T'_0$  liegt und eine Keimbildung möglich ist, findet die Bainitumwandlung statt.

Die Inkubationszeit ( $\tau$ ) der Umwandlung von Austenit in Ferrit oder Bainit ist in diesem Fall von den physikalischen Eigenschaften des Stahls abhängig. Sie wird experimentell ermittelt. Die Abhängigkeit der Inkubationszeit sowohl von der freien Energie als auch der Diffusion ist Gleichung (15) nach [80] zu entnehmen:

$$\tau \sim \frac{T}{(\Delta G_m^v)^p \cdot D}, \quad (15)$$

wobei  $D$  der effektive Diffusionskoeffizient,  $\Delta G_m^v$  die maximale Energieänderung,  $T$  die Temperatur in K und  $p$  ein Anpassungsparameter sind. Der Diffusionskoeffizient lässt sich durch folgende Gleichung ersetzen:

$$D \sim e^{-\frac{S}{R}} \cdot e^{-\frac{Q}{R \cdot T}} \quad (16)$$

$S$  wird als Diffusionsentropie bezeichnet und ist temperaturabhängig [80]. Aus beiden Formeln kann die Inkubationszeit ermittelt werden. Diese wird aus den Formeln in Gleichung (17) abgeleitet

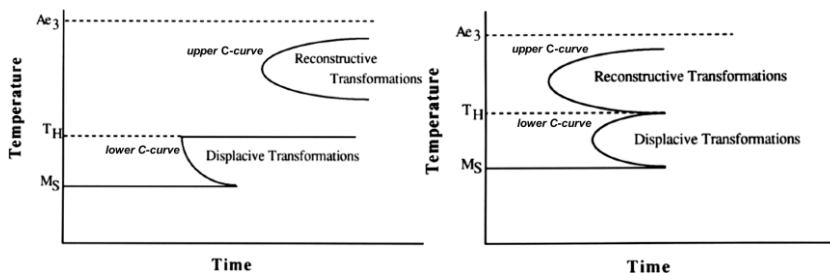
$$\ln \left\{ \frac{\tau (\Delta G_m^v)^p}{T^z} \right\} = \frac{Q'}{R \cdot T} + C_4 \quad (17)$$

**Tabelle 3:** Parameter zur Gl. (17) nach [80]

Konstante $Q' \times 10^{-6} \text{ [J/mol]}$	Konstante $C_4 \times 10^{-2}$	Exponent $P$	Konstante $z$	Kurve
<b>0,2432</b>	1,350	5	20	Untere
<b>0,6031</b>	1,905	4	20	Obere

wobei die Parameter  $C_4$ ,  $z$  und  $p$  unter Einbeziehung der experimentellen Daten zu berechnen sind.

Nach Berechnung der Inkubationszeiten können die Kurven für den Beginn der isothermen Umwandlung, die einen C-förmigen Verlauf besitzen, dargestellt werden. In Abbildung 22 sind die „C-Kurven“, die mit „unterer“ und „oberer Kurve“ (upper, lower) bezeichnet werden, erfasst. Da die bainitische Umwandlung zwischen der Bainitstart- ( $T_H$ ) und der Martensitstarttemperatur ( $M_S$ ) beginnen kann, muss die untere Kurve, die sich aus dem Keimbildungs- und Wachstumskriterium sowie aus den experimentellen Gleichungen (für  $M_S$ ) ergibt, (von oben und unten) abgeschnitten werden [4].



**Abbildung 22:** Beispiele des Aufbaus eines isothermen ZTU-Diagramms für die Inkubationszeit [4]

Um der Anteil des Bainits im Gefüge oder das Ende der Bainitumwandlung zu berechnen, sind weitere Modelle notwendig, die das Wachstum des Bainits beschreiben. Diese werden im folgenden Kapitel beschrieben.

### 2.5.5 Isotherme Umwandlung in Bainit

In Stählen mit einem Siliziumgehalt größer als 1,5 % ist im Bereich des oberen Bainits die Karbidausscheidung unterdrückt. Es wird angenommen, dass in diesem Fall Bainit das Produkt einer diffusionslosen Umwandlung ist. Trotzdem diffundiert der Kohlenstoff kurz nach Entstehung der Ferritplatten in den Restaustenit und stabilisiert ihn. Wenn der Kohlenstoffgehalt im Restaustenit die Konzentration des Gleichgewichtes erreicht, stoppt die Umwandlung. Der normierte Volumenanteil (oder Umwandlungsfortschritt) wird dann definiert als:

$$\xi = \frac{\nu}{\theta} \quad (18)$$

wobei  $\nu$  den aktuellen Bainitanteil und  $\theta$  den maximalen Bainitanteil (Hebelregel der Reaktion  $\gamma \rightarrow \alpha_b + \gamma'$ ) repräsentieren.

Der Aufbau eines physikalischen Modells zur bainitischen Umwandlung basiert in den meisten Fällen auf einem Modell des von Bhadeshia entwickelten Konzepts. Demnach findet eine Bainitumwandlung nur dann statt, wenn die folgenden thermodynamischen Bedingungen erfüllt sind.

Dazu gehören:

$$\begin{aligned} \Delta G_m &< G_N, \\ \Delta G &< -400 \text{ J/mol}, \\ x_\gamma &< x_{\gamma T_0}, \end{aligned}$$

wobei  $\Delta G_m$ ,  $G_N$  und  $\Delta G$  negativ sind. Aufbauend auf dem Modell kann die Umwandlungskinetik des Bainits - bei bestimmter Temperatur und in Abhängigkeit von  $W_s$  und  $I_{WS}$  - folgendermaßen beschrieben werden [82]:

$$\begin{aligned} \theta \frac{d\xi}{dt} &= \mu \cdot I_0 \cdot (1 - \xi)(1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi) \cdot e^{\Gamma \xi} \cdot e^{-\frac{C_2 \cdot \Delta T}{R \cdot T \cdot W_s} - \frac{C_3}{R} \cdot \left( \frac{\Delta G_m}{T} - \frac{G_N}{W_s} \right)}, \\ \Delta T &= T - W_s, \\ \Gamma &= \frac{\Delta G_m^0 \cdot C_4 \cdot \theta}{R \cdot T}, \end{aligned} \quad (19)$$

wobei  $\Delta G_m$  die maximal mögliche freie Energieänderung bei der Keimbildung,  $\theta$  der maximale Bainitanteil,  $T$  die aktuelle Temperatur und  $G_N$  das Resultat aus Gleichung (14) sind. Die Konstanten  $C_2$ ,  $C_3$  und  $C_4$  sind an experimentelle Ergebnisse anzupassen. Sie betragen nach Bhadeshia [82]:

$$C_2 = 2791,0 \text{ J mol}^{-1}, \quad (20)$$

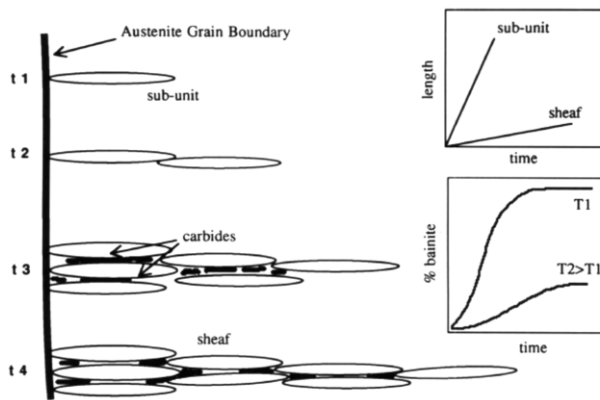
$$C_3 = 3,679, \quad (21)$$

$$C_4 = 11.$$

Während der Umwandlung ändern sich die thermodynamischen Bedingungen, was durch folgende Gleichung berücksichtigt wird [82]:

$$\Delta G_m = \Delta G_m^0 \left(1 - C_4 \frac{\theta \cdot \xi}{C_3}\right), \quad (22)$$

wobei  $\Delta G_m^0$  einen Anfangswert der möglichen maximalen Änderung der freien Energie dargestellt. Das nächste Problem ergibt sich bei der Keimbildung an den neu entstandenen Phasengrenzen (siehe Abbildung 23).



**Abbildung 23:** Darstellung des Autokatalysephänomens bei der Bainitumwandlung [82]

Die sogenannte Autokatalyse [82] wurde von Bhadeshia durch die Gleichung:

$$I_{WS} = I_0 \cdot (1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi), \quad (23)$$

beschrieben, darin  $\beta$  als „empirische Autokatalysekonstante“ definiert. Die Lösung und die Gleichung werden dann als eine Form aufgefasst:

$$t = \frac{\theta \cdot \left( -A \cdot \ln(1 - \xi) + \frac{B}{\beta \cdot \theta} \cdot \ln(1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi) + \frac{C}{\Gamma} (1 - e^{-\Gamma \cdot \xi}) \right)}{\mu \cdot I_0 \cdot e^{-\frac{C_2 \cdot \Delta T}{R \cdot T \cdot W_S} - \frac{C_3}{R} \left( \frac{\Delta G_m^0}{T} - \frac{G_N}{W_S} \right)}}, \quad (24)$$

wobei  $t$  als die notwendige Zeit zur Bildung eines bestimmten Bainitanteils definiert ist, bei:

$$A = \frac{e^\Gamma}{1 + \beta \cdot \theta}, \quad (25)$$

$$C = \frac{1 - e^{\frac{\Gamma}{\beta}} \cdot \left(1 - \frac{1}{\beta} + \frac{A}{\beta} + A \cdot \theta\right)}{\left(1 - \frac{1}{\beta}\right) \cdot \left(1 + \theta - e^{\frac{\Gamma}{\beta}}\right)}, \quad (26)$$

$$B = 1 - C - A, \quad (27)$$

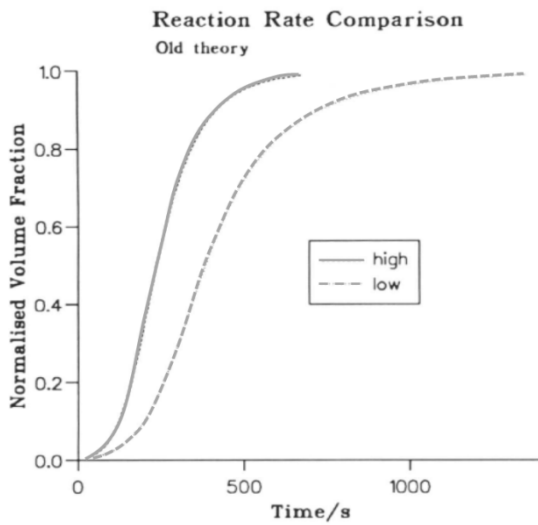
$$\Gamma = \frac{\Delta G_m^0 \cdot C_4 \cdot \theta}{R \cdot T}, \quad (28)$$

$$\mu I_0 = 1,234 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}, \quad (29)$$

$$C_4 = 11, \quad (30)$$

$$\beta = 200. \quad (31)$$

Das Modell weist einige Probleme und Fehler auf, die später von Rees korrigiert wurden. Bei höheren Mn-Gehalten z.B. erfolgt nach diesem Modell der Umwandlungsvorgang schneller als bei niedrigeren Gehalten, was jedoch tatsächlich nicht der Realität entspricht [83] (siehe Abbildung 24).



**Abbildung 24:** Umwandlungskinetik als Funktion der Zeit von hohem und niedrigem Mn-Gehalt gemäß des Modells von Bhadeshia [83] welches durch Rees [12] korrigiert wurde

Die Modifikation von Rees erfolgte durch eine Beschreibung von Änderungen der thermodynamischen Bedingungen sowie der Autokatalyse [12].

$$\Delta G_m = \Delta G_m^0 - \xi \cdot (\Delta G_m^0 - G_N), \quad (32)$$

$$\beta = \lambda_1 \cdot (1 - \lambda_2 \cdot \bar{x}), \quad (33)$$

wobei  $\lambda_1$  und  $\lambda_2$  Anpassungskonstanten (an experimentelle Ergebnisse) sind. Dies führt zu einer neuen Differentialgleichung:

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{\mu \cdot K_1}{\theta} (1 - \xi) \cdot (1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi) e^{-\frac{K_2}{R \cdot T} \left(1 - \frac{\Delta G_m^0}{r}\right) + \Gamma_2 \cdot \xi}, \quad (34)$$

mit der Lösung:

$$t = \frac{\theta \cdot \left( -A \cdot \ln(1 - \xi) + \frac{B}{\beta \cdot \theta} \cdot \ln(1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi) + \frac{C}{\Gamma_2} (1 - e^{-\Gamma_2 \cdot \xi}) \right)}{\mu \cdot K_1 \cdot e^{-\frac{K_2}{R \cdot T} - \frac{K_2 \Delta G_m^0}{r R T}}}, \quad (35)$$

$$\Gamma_2 = \frac{K_2 \cdot (\Delta G_m^0 - G_N)}{r \cdot R \cdot T}, \quad (36)$$

$$K_1 = (\bar{L} \cdot K'_1)^{-1}, \quad (37)$$

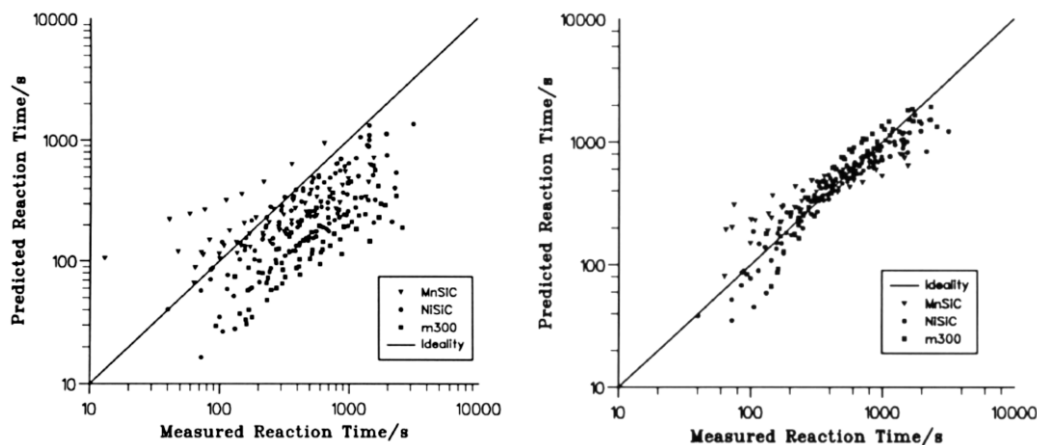
$$r = 2540 \text{ J mol}^{-1}, \quad (38)$$

wobei  $K_1$ ,  $K_2$  und  $r$  wiederum experimentell anzupassende Konstanten sind.

Ein Vergleich der Genauigkeit beider Modelle ist in Abbildung 25 dargestellt. Die Erweiterung des Modells brachte eine deutliche Verbesserung der Vorhersagegenauigkeit. Die dafür genutzten (experimentell ermittelten) Koeffizienten sind in Tabelle 4 angegeben.

**Tabelle 4:** Von Rees genutzte Koeffizienten [12]

Daten:	$K'_1/\mu \text{ (m}^2\text{s)}$	$K_2 \text{ (J mol}^{-1}\text{)}$	$\lambda_1$	$\lambda_2$
Universell	$33,90 \times 10^6$	$2,065 \times 10^4$	139,00	25,46
Fe-Mn-Si-C	$38,76 \times 10^6$	$1,925 \times 10^4$	4,756	0,00
Fe-Ni-Si-C	$20,28 \times 10^6$	$2,907 \times 10^4$	90,822	0,00
300 M	$12,308 \times 10^6$	$3,767 \times 10^4$	141,66	0,00



**Abbildung 25:** Vergleich des alten (links: Bhadeshia) mit dem erweiterten Modell (rechts: Rees)

Die weitere Entwicklung des Bhadeshia-Konzepts führte Chester fort, indem er nach einer analytischen Lösung der Differentialgleichung (34) suchte: Die bis dahin präsentierten Modelle waren lediglich numerisch lösbar [84]. Zudem hat Chester eine Abhängigkeit der Dicke entstehender Bainit-Subplatten herausgefunden. Nach Ches-

ter nimmt mit steigender Temperatur ( $\vartheta$ ) die Dicke der Bainit-Subplatten zu; diese kann anhand von Gl. (39) berechnet werden:

$$\mu_w = 0,001077 \frac{\mu m}{^\circ C} \cdot \vartheta - 0,2681 \mu m \quad (39)$$

Das Volumen der Ferritplatte definiert er zu:

$$\mu = (\mu_l)^2 \times \mu_w, \quad (40)$$

wobei die Länge x Breite  $(\mu_l)^2$  und zu  $10^2 \mu m^2$  erhalten wird.

Die Differentialgleichung:

$$\frac{d\xi}{dt} = \frac{\mu \cdot K_1}{\theta} (1 - \xi) \cdot (1 + \beta \cdot \theta \cdot \xi) \cdot e^{-\frac{K_2}{R \cdot T} \left(1 - \frac{\Delta G_m^0}{r}\right) + \Gamma_2 \cdot \xi}, \quad (41)$$

mit:

$$\Gamma_2 = \frac{K_2 \cdot (\Delta G_m^0 - G_N)}{r \cdot R \cdot T}, \quad (42)$$

wurde von ihm analytisch geschlossen gelöst:

$$t = \frac{e^C}{A \cdot (B + 1)} \left( e^E \cdot \left( \ln|1 + B \cdot \xi| + f(-(E + D \cdot \xi)) - f(-E) \right) - e^{-D} \cdot \left( \ln(1 - \xi) + f(D \cdot (1 - \xi)) - f(D) \right) \right), \quad (43)$$

wobei folgende Formelzeichen verwendet wurden:

$$A = \frac{\mu \cdot K_1}{\theta}, \quad (44)$$

$$B = \beta \cdot \theta, \quad (45)$$

$$D = \Gamma_2, \quad (46)$$

$$E = \frac{D}{B}, \quad (47)$$

$$f(x) = \frac{x}{1.1!} + \frac{x^2}{2.2!} + \frac{x^3}{3.3!} + \dots, \quad (48)$$

Das Modell wurde schließlich mit den gleichen Daten optimiert, und es ergaben sich die in Tabelle 5 dargestellten Koeffizienten.



**Tabelle 5:** Die Koeffizienten aus dem Modell von Bhadeshia und Modell von Chester [84]

Daten:	$K'_1/\mu \text{ (m}^2\text{s)}$	$K_2 \text{ (J mol}^{-1}\text{)}$	$\lambda_1$	$\lambda_2$
Bhadeshia	$33,90 \times 10^6$	$2,065 \times 10^4$	139,00	25,46
Neu	$34,456 \times 10^6$	$2,098 \times 10^4$	147,50	30,327

### 2.5.6 Anisotherme Umwandlung im Bainit

Die Lösung von Chester wird für den Aufbau neuer Modelle für eine anisotherme Umwandlung angewandt. Dies ergibt sich aus der Realität industrieller Fertigungspraxis, bei der i. allg. keine isothermen Arbeitsbedingungen vorliegen. Es handelt sich dabei um ein additives Modell (Treppenmodell).

Sowohl Aufheiz- als auch Abkühlvorgänge, wie sie im Zuge betrieblicher Prozesse i. allg. stattfinden, beinhalten Temperatur-Zeit-Zyklen, bei denen eine Vernachlässigung der anisothermen Abschnitte zu deutlichen Fehlern führen würde.

Die Modelle, die für diese nicht isothermen Prozesse entwickelt wurden, können in drei Gruppen eingeteilt werden, wie sie Tabelle 6 zeigt [85]. In den weiteren Ausführungen wird Modell 1 (Treppenmodell) näher betrachtet.

**Tabelle 6:** Nicht isotherme Umwandlungskonzepte

Gruppe	Ansatz/Idee	Modell	Gl.
1.	Treppenmodell	$\frac{dy_i}{dt} = b_i^{\frac{1}{n_i}} \cdot n_i (y_{eqi} - y_i) \cdot \left( \ln \frac{y_{eqi}}{y_{eqi} - y_i} \right)^{1 - \frac{1}{n_i}}$	(49)
2.	Modifikation von Gleichungen	$\frac{dy_i}{dt} = \frac{y_{eq,i}(T) - y_i}{\tau(T)} \cdot f(\dot{T})$	(50)
3.	Empirische Modelle	$y_{mar}(t_A) = 1 - \phi \cdot \left( \frac{\ln t_A - \ln t_{x,mar}}{\ln S_{mar}} \right)$	(51)

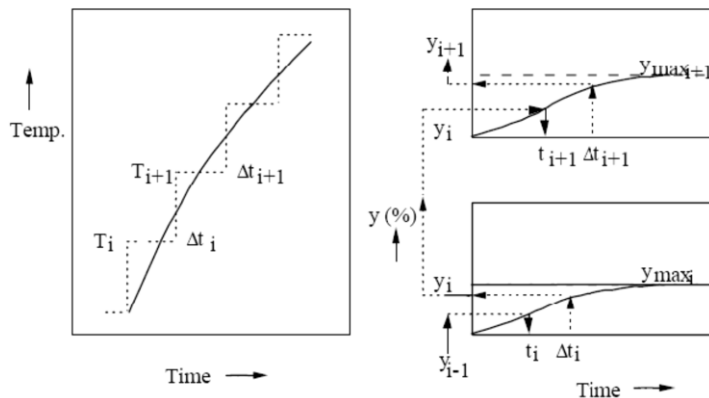
Ausgehend von der Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung wird ein Modell (Tabelle 6, Modell 1) für eine nicht isotherme Umwandlung entwickelt. Dahinter steckt die Idee, dass eine Folge von sehr kleinen isothermen Schritten, ähnlich einer Treppe, den nicht isothermen Temperaturverlauf nachbildet. Diese additive Methode kann wie folgt für eine temperaturabhängige Verzögerungszeit bis zum Beginn der Keimbildung  $\tau(T)$  aus Gl. (15) und einer Länge  $dt_i$  des Zeitschrittes  $i$  definiert werden [85, 86] für:

$$\text{Nicht-diffusionsgesteuerte Umwandlung: } S = f(\dot{T}) \cdot \sum_i \frac{dt_i}{\tau(T)} = 1. \quad (52)$$

Da die Johnson-Mehl-Avrami-Gleichung (JMAK) nur für eine isotherme Umwandlung gültig ist und beim nächsten Temperatur-Zeit-Schritt andere Parameter  $b$  und  $n$  zu verwenden sind, die zu wiederum einem veränderten Phasenanteil führen, wird für den nächsten Zeitschritt eine fiktive Zeit  $t_{i+1}^*$  eingeführt [85, 87]:

$$t_{i+1}^* = \left( \frac{\ln \left( 1 - \frac{y_i}{y_{i+1}^{max}} \right)}{b_{i+1}} \right)^{\frac{1}{n_{i+1}}} \quad (53)$$

Die fiktive Zeit  $t_{i+1}^*$  stellt den Übergang vom Berechnungsschritt  $i$  zum nächsten Schritt  $i+1$  sicher und gewährleistet, dass der Phasenanteil  $y_{i+1}$  zu Beginn des Zeitschrittes  $i+1$  bei der Temperatur  $T_{i+1}$  bei veränderten Parametern  $b$  und  $n$  gleich dem Phasenanteil  $y_i$  am Ende des Zeitschrittes  $i$  bei der Temperatur  $T_i$  ist (siehe Abbildung 26).



**Abbildung 26:** Schematische Darstellung für die Berechnung neuer Phasenanteile [88]

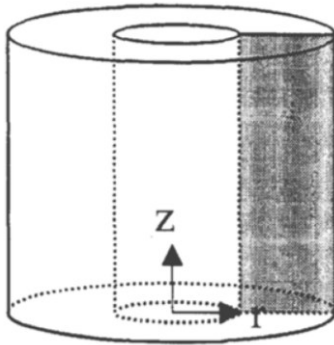
Mit diesem Modell können die Bainitumwandlung und die gebildeten Volumina für nicht isotherme Bedingungen berechnet werden.

Mit Hilfe der dargestellten Modelle wurden mehrere Legierungskonzepte ausgearbeitet und untersucht. Die Modellergebnisse ergaben dabei eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen [77].

### 2.5.7 Modellierung der Coil-Abkühlung nach dem Warmwalzen

Das Modell der bainitischer Umwandlung ermöglicht eine Berechnung des Umwandlungsfortschritts sowie der Plattengröße des entstehenden bainitischen Gefüges unter anisothermischen Bedingungen (s. Kapitel 2.5.6, 2.5.7). Beide Aspekte können in eine numerische Simulation des Abkühlens eines Coils nach dem Warmwalzen integriert werden. Wie bereits in Kapitel 2.3.6 angedeutet, entstehen im Coil während der Abkühlung Temperaturunterschiede zwischen Rand und Coilmitte. Die Unterschiede resultieren aus der inhomogenen Wärmeleitfähigkeit (in radialer und axialer Richtung) sowie aus unterschiedlichen Wärmeaustauschbedingungen mit der Umgebung (Innen- und Außenbereich), und sie üben eine Wirkung auf die Bildung des Bainits aus [62]. In diesem Kapitel wird das Modell, welche in der numerischen Simulation des Coilabkühlens Anwendung findet, vorgestellt.

Nach Baik [89] kann ein zweidimensionales System, welches den Querschnitt eines Coils darstellt (s. Abbildung 27), die realen Bedingungen gut abbilden. Zudem ist keine komplexe Berechnungssoftware wie ein FEM-System notwendig.



**Abbildung 27:** Lage der in der Berechnung angenommenen Fläche

Die Coilabkühlung wird durch die Gl. (54) modelliert:

$$\frac{\partial}{\partial t} \cdot (\rho c T) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} \cdot k_r \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial}{\partial z} \cdot \left( k_z \cdot \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (54)$$

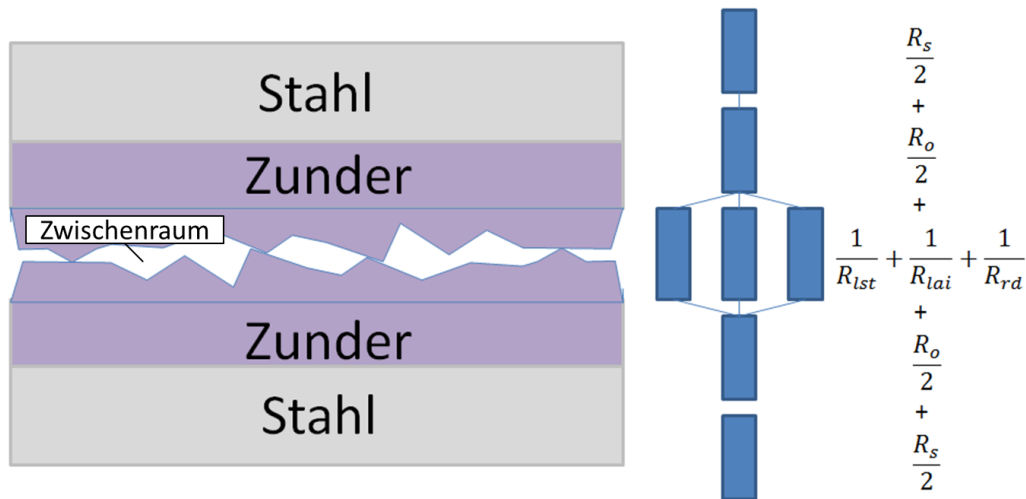
Hierin sind  $\rho$  die Dichte,  $c$  die Wärmekapazität sowie  $k_r$  und  $k_z$  die Wärmeleitfähigkeiten, die den Richtungen  $r$  bzw.  $z$  entsprechen. Diese Gleichung wird, wie in [59] vorgeschlagen, mit der Methode der Finiten-Differenzen diskretisiert und für beliebige Randbedingungen gelöst. Ausgehend von den berechneten Materialeigenschaften ( $k_r$  und  $k_z$ ) lässt sich das gesamte System mit einer Alternating Direction Implicit (ADI) Methode nach Peaceman-Rachford lösen [90].

### 2.5.8 Modellierung der Wärmeleitfähigkeit in Radialrichtung ( $k_r$ )

Die größte Herausforderung im Rahmen einer Berechnung des Temperaturfeldes im Coil besteht darin, die radiale Wärmeleitfähigkeit zu beschreiben. Da das gesamte Coil keine gleichmäßige Wärmeleitfähigkeit aufweist und sowohl von der Temperatur als auch der Zunderschicht sowie der Luftschicht zwischen den Bandlagen abhängig ist, soll folgender Ansatz zur Beschreibung verwendet werden [89]:

$$k_r = \frac{d}{R_s + R_o + \frac{1}{\frac{1}{R_{lst}} + \frac{1}{R_{lai}} + \frac{1}{R_{rd}}}} \sim \text{Wärmeleitfähigkeit (radial)} \quad (55)$$

Die kumulative Wärmeleitfähigkeit setzt sich aus der Summe der in Reihe liegenden sowie der parallel geschalteten Wärmewiderstände der relativen Kontakt ( $R_{lst}$ ), des Lufts ( $R_{lai}$ ), des Zunders ( $R_o$ ), des Stahls ( $R_s$ ) sowie der Kehrwert des Radiationswärmeübertragung ( $R_{rd}$ ) zusammen:



**Abbildung 28:** Äquivalent der Wärmeleitfähigkeit von Stahl, Zunder und Luftschicht [89]

Da die parallelen Wärmewiderstände (analog zu elektrischen Widerständen) von der relativen Kontaktfläche ( $A$ ) abhängen, sind zusätzliche Formeln anzuwenden [91, 92]:

$$R_{lst} = \frac{\sigma_p}{1,13k_s m} \cdot \left(\frac{1}{A}\right)^{0,94},$$

$$\sigma_p = 3.2215 \cdot 10^{-6} [m],$$

$$k_s = 53.2 \left[ \frac{W}{m \cdot K} \right],$$

$$m = 0.08554 [Rad],$$

$$R_{lai} = \frac{t_a}{(1-A) \cdot k_{ai}},$$

$$t_a = 42.7 \cdot 10^{-6} \cdot \text{Exp}(-0.05 P) [m],$$

$$k_{ai} = 0.0048 \left[ \frac{W}{m \cdot K} \right],$$

$$R_{rd} = \frac{1}{4 \cdot (1-A) \cdot \varepsilon \cdot \sigma \cdot T^3},$$

$$\varepsilon = 0.8,$$

$$\sigma = 5.67 \cdot 10^{-8},$$

$$A = \frac{p}{HV_s + p}.$$

(56)

(57)

(58)

Die relative Kontaktfläche ( $A$ ) wird von der Druckspannung ( $p$ ) zwischen den Bandschichten und Härte der Bandoberfläche ( $HV_s$  in  $MPa$ ) beeinflusst. Diese ist von weiteren Bedingungen abhängig und wird mit Hilfe des Einzelschrittverfahrens nach Gauß-Seidel im Zusammenhang mit Lösungsmethoden nicht linearer Gleichungssysteme gelöst:

$$\Delta r_i = \frac{(p_{i-1} - p_i) \cdot r_i^2}{d_s \cdot E} + \lambda \cdot r_i \cdot (T_i - T_s), \quad (59)$$

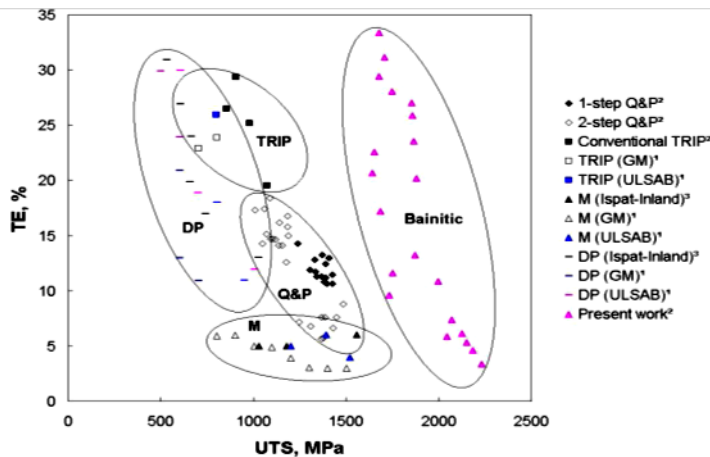
$$\Delta r_{i+1} = \frac{(p_i - p_{i+1}) \cdot r_{i+1}^2}{d_s \cdot E} + \lambda \cdot r_{i+1} (T_{i+1} - T_s), \quad (60)$$

$$\Delta r_i - \Delta r_{i+1} = 42,7 \cdot 10^{-6} (1 - \exp(-0,05 \cdot p_i)), \quad (61)$$

wobei  $T_s$  die Haspeltemperatur (HT),  $P_i$  die Druckspannung zwischen den Schichten des Coils,  $\lambda$  der lineare Wärmeausdehnungskoeffizient des Stahls,  $r$  der Radius der jeweils betrachteten Einzel-Windung,  $E$  der Elastizitätsmodul und  $T_i$  die aktuelle Temperatur dieser Coilwindung ist [93].

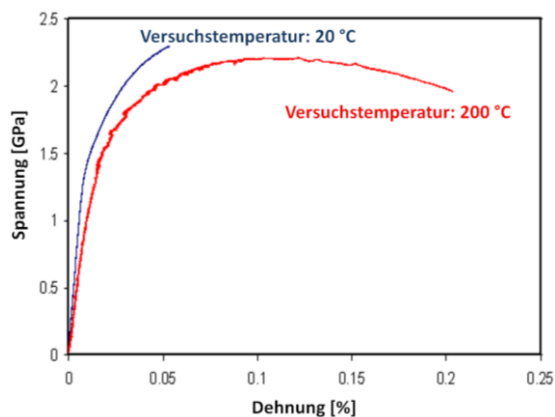
## 2.6 Neue bainitische Stähle mit Restaustenit

Mehrere Untersuchungen haben gezeigt, dass die Zusammensetzung feiner Ferritplatten mit ebenfalls feinstem, in Form dünner Filme zwischen den Ferritplatten verteiltem Restaustenit, vielversprechende Eigenschaften zeigen [64]. Weil die Ferritplatten stark verfestigt sind, können diese größere Belastungen aufnehmen, ohne zu brechen. Der zwischen den Ferritplatten liegende Film aus Restaustenit sorgt dafür, dass zu Beginn der Umformung die Formänderung im weicheren Restaustenit stattfindet. Nach Erreichen der kritischen Spannung wandelt sich der Restaustenit in Martensit um. Eine zusätzlich gesteigerte mechanische Beanspruchung führt zur Umformung des gesamten Gefüges und (bei weiterem Spannungsanstieg) schließlich zum Bruch. Die in diesem Zusammenhang analysierten Stähle unterscheiden sich von anderen Sorten hinsichtlich ihrer mechanischen und insbesondere ihrer umformspezifischen Eigenschaften. Abbildung 29 bietet einen Vergleich der im Fahrzeugbau eingesetzten modernen Stähle [25]. Die Darstellung verdeutlicht dabei auch insbesondere das Potenzial bainitischer Stähle mit Restaustenit. Deren Festigkeits- und Dehnungskennwerte sind allerdings von der Stabilität des Restaustenits sowie dessen Morphologie abhängig.



**Abbildung 29:** Darstellung der mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit-Bruchdehnung) moderner, bereits produzierter sowie neuartiger bainitischer Stähle [25]

Die Stabilität des Austenits kann bei der Weiterverarbeitung durch die Art und die Gehalte an Legierungselementen beeinflusst werden. Auf diese Weise ist es beispielsweise auch möglich, bei einigen bainitischen Stählen die Umwandlung des filmartigen und blockartigen Restaustenits in Martensit zu verhindern. In diesem Fall wird der Restaustenit durch eine Umformung stark verfestigt. Voraussetzung dafür ist, dass der Restaustenit einen Kohlenstoffgehalt von mehr als 1,5 % aufweist [4]. Solche Stähle besitzen zwar besonders hohe Festigkeiten, jedoch auch eine deutlich geringere Bruchdehnung als jene Stähle, bei denen der Restaustenit in Martensit umgewandelt wird. In Abbildung 30 werden zwei Beispiele von Spannungs-Dehnungskurven eines Stahles mit solch stabilem Restaustenit gezeigt. Die Kurve mit der geringen Dehnung gilt für einen Zustand, bei dem sich der Restaustenit nicht in Martensit während der Umformung umwandelt. Wird der Restaustenit durch erhöhte Prüftemperaturen (200 °C) mechanisch destabilisiert, wandelt dieser teilweise in Bainit um. Dadurch nimmt die Festigkeit ab und die Dehnung erreicht merklich höhere Werte. Derartige Stähle weisen eine gute Kaltumformbarkeit bei erhöhten Temperaturen auf. Das trifft sowohl für warm- als auch für kaltgewalzte Produkte zu. Der in Stählen auftretende Umwandlungseffekt des Restaustenits in Bainit wurde von Bhadeshia in [94] nachgewiesen.



**Abbildung 30:** Spannungs-Dehnungsdiagramme eines bainitischen Stahls bei unterschiedlichen Versuchstemperaturen [94]

## 2.7 Zusammenfassung der Literaturerkenntnisse

Der Vorgang der Bainitumwandlung wird seit Jahren unterschiedlich interpretiert und daher findet sich im Schrifttum auch keine einheitliche Bezeichnung für diese Art der Gefügeumwandlung. Oftmals wird die bainitische Umwandlung als *Eisen-diffusionslose Umwandlung* bezeichnet. Sie erfolgt in Form einer Scherung der Kristallgitter, also durch gleichzeitige Schiebung der Atome: ausgehend von den ursprünglichen Positionen innerhalb der kfz-Austenitgitter, hin zu neuen Positionen innerhalb der nunmehr umgewandelten krz-Ferritgitter. Eine *Diffusion* vom Kohlenstoff spielt in diesem Stadium der Umwandlung *keine Rolle*. Die Kohlenstoffatome werden also gleichzeitig im Gitter verschoben und erzeugen dadurch eine Übersättigung des neugebildeten Ferrits. Definitionsgemäß betrachtet man die innerhalb einer Ferrit-Platte stattfindende Kohlenstoffdiffusion als nicht zur Umwandlung gehörend. Die Thermodynamik der weiteren Umwandlung des Austenits wird von der Kohlenstoffverteilung im Austenit beeinflusst. Die bainitische Umwandlung ist also eine Kombination aus mehreren Phänomenen, die zur unterschiedlichen Gefügeausbildung und zu verschiedenartigen mechanischen Eigenschaften führen [65, 66].

Der gesamte Umwandlungsvorgang ist dabei mit Hilfe mathematischer Modelle beschreibbar. Diese zur Darstellung erforderlichen mathematischen Modelle erfassen allerdings nicht alle Einflussfaktoren: Der Einfluss der praxisrelevanten und technologisch überaus wichtigen thermomechanischen Behandlung sowie ihre Auswirkung auf die Kinetik der Bainitumwandlung wurden bis jetzt noch nicht ausreichend untersucht. Auch die sehr bedeutsame Veränderung mechanischer Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit von den Restaustenitanteilen und darüber hinaus auch deren spezifische Morphologie waren bislang in noch zu geringem Maße Gegenstand gezielter Untersuchungen.

Die Umsetzung der bislang vorhandenen Kenntnisse erfolgte bis heute lediglich im Labormaßstab. Ein bainitisches Gefüge wurde dabei zumeist durch zusätzliche Wärmebehandlung mit langen – jedoch nicht praxisrelevanten - Behandlungszeiten erzeugt. Zudem wurde die bainitische Umwandlung nicht im Rahmen einer direkten Umwandlung aus der Umformhitze, d.h. im Anschluss an eine Warmumformung, betrachtet. Der Einfluss der Umformung bezüglich der Aspekte Korngröße und Verfestigung des Austenits auf die Kinetik der Bainitumwandlung wurde daher bislang nur partiell (z.B. mit Hilfe der Umformdilatometrie oder auf Umformsimulatoren als einstufige Umformung) untersucht. Einige bedeutsame Parameter der mehrstufigen Umformung beim Warmwalzen sind dabei unberücksichtigt geblieben. Zudem ist der Vorgang der Bainitumwandlung im Coil, mit allen Besonderheiten der lokalen Umwandlung, bislang nicht betrachtet worden.

### 3 Aufgabestellung

Aufgabe dieser Arbeit ist es, die bainitische Umwandlung zu modellieren und mit Hilfe des Modells eine neue Technologie zur Herstellung von höchstfestem Warmband zu entwickeln. Dabei sollen die Bänder eine gute Umformbarkeit bei zugleich höchster Festigkeit aufweisen. Angestrebt wird, dass das Ergebnis der Multiplikation von Zugfestigkeit und Bruchdehnung (Güte) einen Wert größer als 18.000 erreicht. Dies setzt voraus, dass das bainitische Gefüge Restaustenit aufweisen muss. Um dies zu erreichen, sollen verschiedene chemische Zusammensetzungen für derartige Stähle mit Hilfe des aufgestellten Modells vorgeschlagen und deren Eignung zur bainitischen Umwandlung mit Restaustenit überprüft werden.

Randbedingungen für die Umwandlung sind die Anlagenkonfigurationen einer konventionellen Warmbandstraße.

Nach der Technologieaufstellung sollen erste Walzungen auf der Pilotanlage für halb-kontinuierliches Warmwalzen von Band des Instituts für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg durchgeführt werden, die anschließend auf der betrieblichen Anlage des Stahlbereichs von thyssenkrupp zu evaluieren sind.

Für die Entwicklung der chemischen Zusammensetzungen sind wirtschaftliche Kriterien bezüglich der Auswahl möglicher Legierungselemente und deren Gehalte vorgegeben worden. Aus dem vorgesehenen Versuchsmaterial sollen technologisch günstige Gefüge ermittelt werden, welche die angestrebten mechanischen Eigenschaften auch sicher gewährleisten können.



## 4 Eigene Arbeiten

In Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden mehrere Aufgaben in einzelnen Stufen durchgeführt. Diese sind in Abbildung 31 schematisch dargestellt.

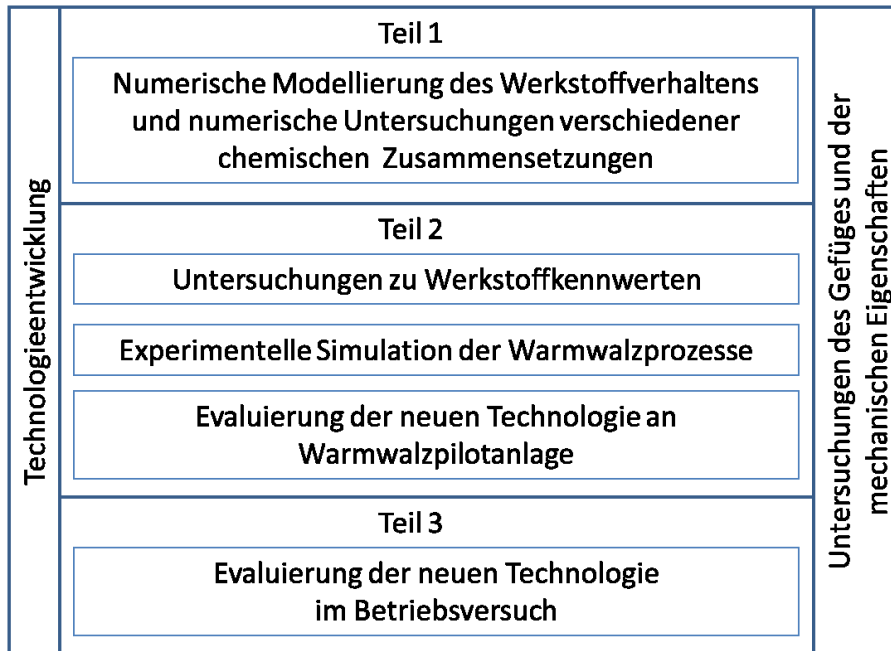


Abbildung 31: Blockschema der durchgeführten Arbeiten

Begonnen wurde mit der Erstellung des Modells für die Simulation der bainitischen Umwandlung mit Anteilen von Restaustenit (**Teil 1**). Dieses Modell war notwendig, um aus dem Pool möglicher Legierungselemente und deren Gehalte Werkstoffzusammensetzungen so auszuwählen, dass geeignete Stahlsorten - für eine bainitische Umwandlung mit Restaustenit bei Einhaltung der Randbedingungen einer Warmbandherstellung - zur Verfügung stehen.

*Die nachfolgende Aufgabe betraf die Entwicklung eines Coil-Kühlmodells für die Erzeugung von Warmband. Dieses Modell ermöglicht die Ermittlung der Umwandlungskinetik eines auf Haspeltemperatur schnell abgekühlten Warmbandes mit austenitischer Struktur in Bainit mit Restaustenit. Hierfür wird das vorher entwickelte Umwandlungsmodell in das Coil-Abkühlmodell implementiert und eingesetzt.*

Ein anschließendes Kapitel befasst sich mit Werkstoffuntersuchungen der ausgewählten Stähle (**Teil 2**), die beim industriellen Partner erschmolzen wurden. Zuerst war es erforderlich, die Wärmtemperatur mit Hilfe der thermodynamischen Berechnungen zu ermitteln. Die Beachtung der Rissanfälligkeit von Cu-haltigen Stahlsorten war in diesem Zusammenhang ein wichtiger Untersuchungsschwerpunkt. Anschließend wurde die Entwicklung der Austenitstruktur im Zuge der Warmumformung, d.h. die Ver- und Entfestigungskinetik der ausgewählten Stähle, bestimmt. Die Versuche zur Erstellung von Fließkurven sowie Doppelstauchversuche zur Bestimmung der statischen Entfestigungskinetik sind deshalb durchgeführt worden. Des Weiteren wurden Untersuchungen zur Umwandlung von Warmband im Coil vorgenommen.

Anhand der Ergebnisse aus den Werkstoffuntersuchungen konnten Randbedingungen ermittelt werden, die es ermöglicht haben, eine Technologieaufstellung zur Herstellung von Warmband zu konzipieren. Die ersten Tests mit dem so aufgestellten Technologiekonzept wurden im Umformsimulator des Hochschulinstituts durchgeführt; anschließend erfolgten Tests auf Pilotanlagen des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg (**Teil 2**) bevor eine industrielle Erprobung beim Stahlbereich von thyssenkrupp realisiert wurde (**Teil 3**).

An dem im Labor und beim industriellen Partner erzeugten Probematerial erfolgten außerdem metallographische Untersuchungen des Gefüges bezüglich der einzelnen Phasen sowie Tests zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften der so behandelten Stahlsorten.

## 5 Versuchsdurchführung

### 5.1 Erweiterung des Umwandlungsmodells Austenit zum Bainit mit Restaustenit

Das im Schrifttum vorhandene Modell der bainitischen Umwandlung [84] wurde in dieser Arbeit, um die Einflüsse des Lösungszustandes und die Koeffizienten, die dem Spektrum der analysierten Legierungselemente angepasst worden sind, erweitert. Das beschränkte sich daher auf Legierungselemente, die in der Arbeit bei bainitischen Stählen eingesetzt werden und die Änderung der Gibbs-Energie während der Bainitumwandlung beeinflussen (s. Kapitel 2.5.2). Dies sind neben dem Kohlenstoff (C) die Elemente Silizium (Si), Mangan (Mn), Chrom (Cr), Nickel (Ni), Kupfer (Cu) und Aluminium (Al). Hierzu wurden Daten aus dem Schrifttum ausgewertet [87] und entsprechende Koeffizienten ermittelt. Anschließend wurde das Modell in Form von Software zusammengefasst (Routinen s. Anhang 12.1).

Mit dem so entwickelten Modell lassen sich:

- Zeiten zwischen dem Ende der Warmumformung bis zum Beginn der Umwandlung des Austenits in Ferrit (F), Perlit (P) oder Bainit (B),
- Bainit- und Martensitstarttemperatur ( $M_s$ ),
- Kinetik und Anteil an Bainit im Gefüge bei angegebener Zeit und Temperatur sowie die
- Statistische Verteilung der Ferritplattengröße nach einer kontinuierlichen Abkühlung

berechnen.

### 5.2 Weiterentwicklung des Coilmodells

Ausgehend vom aus dem Schrifttum bekannten Modell der Abkühlung eines Coils (s. Kapitel 2.5.7) wurde ein erweitertes Modell entwickelt, das für folgende wählbare Bedingungen gilt:

- Abmessung des Coils (Breite, Innen- und Außendurchmesser),
- Banddicke,
- Konstanter Zunder-Zustand (Dicke, Rauheit, Wärmeleitfähigkeit),
- Konstante Wickelkraft bezogen auf den Werkstoff (im Bereich von 5 % der gesamten elastischen Dehnung),
- Temperaturprofil über die Warmbandlänge vor dem Wickeln und
- Haspeltemperatur (HT).

Die während der bainitischen Umwandlung freigesetzte Wärme ist mit in die Energiebilanz (Wärme) implementiert worden.

Das Modell in eine allgemeingültige Software eingebunden (Routinen s. Anhang 12.1). Sie erlaubt es, die Abkühlverläufe für beliebige Coilgrößen und verschiedene Positionen innerhalb des Coils zu ermitteln. In Abbildung 41 sind entsprechende Positionen im Coil dargestellt. Die Abkühlverläufe werden zur Kinetik-Berechnung der Bainit-Umwandlung eingesetzt (s. Kapitel 6.5.6 und 6.6).

### 5.3 Versuchsmaterial

Für alle Untersuchungen wurden 8 Laborschmelzen, die im Vorfeld auf Eignung hinsichtlich der Erzeugung von bainithaltigem Gefüge in Versuchen geprüft worden waren (s. Kapitel 5.5), erzeugt. Basis (BASIS [vgl. Tabelle 7]) für alle Varianten der Werkstoffe stellt eine spezielle chemische Zusammensetzung gemäß dem Schrifttum dar [95]. Mit den Varianten zwei bis neun wurden verschiedene Kombinationen der Basis-Schmelze mit unterschiedlichen Gehalten an C, Si, Mn, Al, Cr, Cu, Ni, Mo sowie an Mikrolegierungselementen (MLE) Ti und V erstellt. Die Zusammensetzungen sind als Übersicht in Tabelle 7 zusammengestellt. Die Namen der Legierungen deuten an eine Erhöhung (+) oder Senkung (-) vom Anteil an Legierungselement (LE).

**Tabelle 7:** Chemische Zusammensetzung (TKSE-Analyse)

Nr.	Name	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cu [%]	Al [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Ti [%]	V [%]
1	BASIS	0,516	1,48	1,49	1,52	0,01	0,50	0,00	0,00	0,002	0,000
2	BASIS+Cr	0,483	1,53	1,48	1,51	0,02	0,89	0,00	0,00	0,002	0,000
3	BASIS+Cr+MLE	0,511	1,51	1,58	1,53	0,02	0,90	0,00	0,00	0,013	0,099
4	BASIS+Cr+Al+MLE	0,520	0,40	1,48	1,51	1,40	0,88	0,00	0,00	0,009	0,093
5	BASIS+Cr+MLE-C	0,301	1,41	1,46	1,47	0,02	0,87	0,02	0,00	0,014	0,090
6	BASIS+Cr+MLE-Mn	0,505	1,50	0,40	0,60	0,01	1,30	0,60	0,30	0,011	0,098
7	BASIS+Cr+Ni+MLE	0,486	1,50	0,41	0,61	0,13	1,50	0,60	0,00	0,014	0,100
8	BASIS+Cr+Si-C	0,384	1,97	0,41	0,57	0,02	1,37	0,00	0,30	0,000	0,000

Die Variationen der LE-Gehalte hatten folgenden Hintergrund:

Der Chromgehalt wurde stufenweise mit dem Ziel erhöht, die Martensitbildung und die unerwünschte Zementitausscheidung zu unterdrücken [77]. Zur Stabilisierung des Austenits wurden Mangan, Kupfer, Molybdän, Nickel und Chrom hinzugefügt. Aufgrund der Absenkung des Kupfer- und Mangangehaltes bei Schmelze 6 mussten die Gehalte an Chrom, Nickel und Molybdän weiter erhöht werden, um die Randbedingungen hinsichtlich der Bainitumwandlung (s. Kapitel 5.5) zu erfüllen. Molybdän behindert die Phosphordiffusion und vermeidet den Blaubruch bei einer Kaltumformung. Durch eine Absenkung des Kohlenstoffgehaltes werden die thermodynamischen Bedingungen für die Bainitbildung begünstigt. Eine Zugabe von Nitrid- oder Karbonitridbildende Elemente Titan und Vanadium soll eine Ausscheidungshärtung und eine zusätzliche Zugfestigkeitssteigerung bewirken. Silizium und Aluminium ermöglichen die Entstehung eines günstigen, karbidfreien Gefüges durch Unterdrückung der Karbidausscheidung im Bainit.

## 5.4 Untersuchungen zum Vergleich der gemessenen mit der berechneten Umwandlungskinetik von Versuchsschmelzen

Die Evaluierung des Modells der bainitischen Umwandlung erfolgte im Vergleich mit Messungen im Dilatometer. Für diese Untersuchungen wurden die Schmelzen 1 bis 6 ausgewählt. Sie weisen einen konstanten Gehalt an Kupfer von etwa 1,5 % aus. Aus den Schmelzen wurden Proben für dilatometrische Untersuchungen gefertigt und deren Umwandlungsverhalten bei isothermischer Temperaturführung untersucht.

Alle zur Untersuchung angewandten Temperaturen der isothermischen Umwandlung lagen oberhalb der  $M_S$ -Temperatur. Die  $M_S$ -Temperatur wurde im Vorfeld der Untersuchungen ermittelt. In Abbildung 32 ist der Versuchsverlauf schematisch dargestellt. Die Ergebnisse aus den Berechnungen dienten gleichzeitig der Erstellung isothermischer ZTU-Schaubilder.

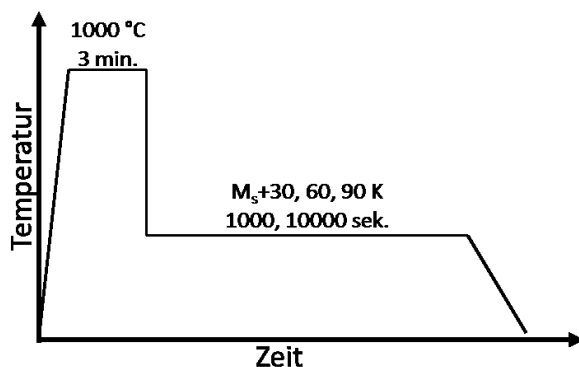


Abbildung 32: Versuchsverlauf der Dilatometeruntersuchungen mit isothermer Umwandlung in Bainit

## 5.5 Beurteilung aller Versuchsschmelzen aus Sicht der bainitischen Umwandlung

Alle Zusammensetzungen (s. Tabelle 7) sind unter dem Blickwinkel einer bainitischen Umwandlung analysiert worden. Hierzu wurden die Ergebnisse aus den Berechnungen der bainitischen Umwandlung im Coil eingesetzt. Folgende Beurteilungskriterien wurden dazu angewandt:

- breites Feld zwischen Bainitstarttemperatur ( $B_S$ ) und Martensitstarttemperatur ( $M_S$ ),
- getrenntes Bainit- und Perlitfeld,
- vollständige Bainitumwandlung, breites Feld unter  $T'_0$ -Kurve,
- lange Haltezeit bis zum Beginn der Perlitumwandlung.

Die Kriterien sind aus der Sicht der Phasenzusammensetzung nach vollzogener Umwandlung gewählt worden. Angestrebt wurde ein Gefüge aus Bainit mit Restaustenit. Zu diesem Zweck waren isothermische ZTU-Diagramme für alle chemischen

Zusammensetzungen berechnet worden. Die Berechnungen erfolgen dabei anhand des zuvor erläuterten Modells (s. Kapitel 5.1). Grund für die Variation der Legierungsgehalte in den Proben 1 bis 6 war die Absicht, den Legierungs-Einfluss auf die bainitische Umwandlung sowie auf die Bildung von Restaustenit zu zeigen.

## 5.6 Untersuchungen zur Technologieentwicklung

Der folgende Abschnitt befasst sich mit Untersuchungen, die für die Festlegung von Randbedingungen zur Warmband-Herstellung erforderlich sind. Dabei ist hier die Besonderheit zu berücksichtigen, dass mit dem erhöhten Cu-Gehalt eine Einschränkung des Umformvermögens verbundenen ist.

### 5.6.1 Einfluss der Wärmtemperatur auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand

Der Lösungszustand aller Schmelzen ist mit Hilfe der sowohl am Institut für Metallformung als auch in der Hütten-Industrie erprobten Software *Steel/Map* berechnet worden [96]. Die thermodynamisch basierte Software berücksichtigt die Wechselwirkungen der einzelnen Legierungselemente auf den Ausscheidungs- und Lösungszustand eines Gefüges.

Mit dieser Software kann die Berechnung des Ausscheidungszustandes von Stahllegerungen im Gleichgewichtszustand erfolgen. Dieser ist beim Wärmen gegeben; zudem werden die Phasenübergänge beim Wärmen aufgezeigt (one-dimensional phase mapping). Es ist hierbei möglich, den Berechnungsfortschritt durch Ausgabe von Diagrammen, die den ausgeschiedenen Anteil eines Elementes anzeigen, darzustellen. Die Ergebnisse der Berechnungen werden außerdem in einer Datei erfasst, die im Excel-Format geschrieben ist. Danach kann ein Diagramm des Ausscheidungsanteils als Funktion der Temperatur erstellt werden.

### 5.6.2 Einfluss der Wärmtemperatur auf das Umformverhalten von Cu-haltigen Schmelzen

Kupfer kann das Umformverhalten von Stählen beeinträchtigen. In diesem Fall handelt es sich um schmelzflüssige Cu-Filme, die an den Korngrenzen des Austenits unterhalb der Lösungstemperatur ausscheiden können. Sie führen, wie bereits in Kapitel 2.3.2 beschrieben, zu Heißsprödigkeit in Form von Rotbruch.

Der Einfluss von Cu auf die Rissanfälligkeit wurde im Torsionsplastometer untersucht. Gewählt wurden verschiedene Wärmtemperaturen und Haltezeiten, bei denen die Cu-haltigen Proben aus Versuchsschmelzen behandelt worden sind.

Der Versuchsverlauf ist in Abbildung 33 schematisch dargestellt, und die Daten der Anlage sowie die Probengeometrie sind in Abbildung 90 wiedergegeben. Gemessen wurde die Anzahl der Verdrehung, woraus anschließend in Berechnungen die Ermittlung des Vergleichsumformgrades bis zum Bruchbeginn erfolgte. Dabei gilt

die Torsion als die einzige Methode, anhand der ein Bruchbeginn infolge fortschreitender Querschnittsminderung zuverlässig und deutlich aufzeigt werden kann.

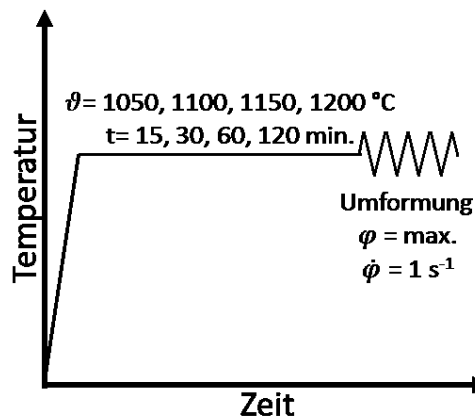


Abbildung 33: Schematische Darstellung des Versuchsablaufs

Bei der Beachtung der Ergebnisse zum Ausscheidungs- bzw. Lösungszustand und der Ergebnisse aus den Torsionsversuchen sollte möglichst diejenige Wärmtemperatur gewählt werden, die gleichzeitig beide Kriterien erfüllt: nämlich das einer guten Umformbarkeit und das des vollständigen Lösungszustands.

### 5.6.3 Ermittlung von Fließkurven und dynamischer Entfestigung

Fließkurven dienen der Berechnungen von energetischen Parametern technischer Betriebsanlagen (u.a. Walzkraft, Walzmomente) und liefern gleichzeitig qualitative sowie quantitative Informationen zur dynamischen Entfestigung des Umformgutes. Die Ergebnisse werden für die Auslegung der Materialbreite für Pilotversuche sowie zur Überprüfung der Herstellbarkeit in den Betriebsversuchen angewendet,

Die Bestimmung der Fließspannungen in Abhängigkeit von Wärmtemperatur, Umformgeschwindigkeit, Umformgrad und Umformtemperatur erfolgte während der Forschungsarbeiten zunächst im Umformsimulator (s. Abbildung 92: Anlage, Probengeometrie). Die entsprechenden Versuchsbedingungen sowie die Versuchsdurchführung sind schematisch in Abbildung 34 dargestellt

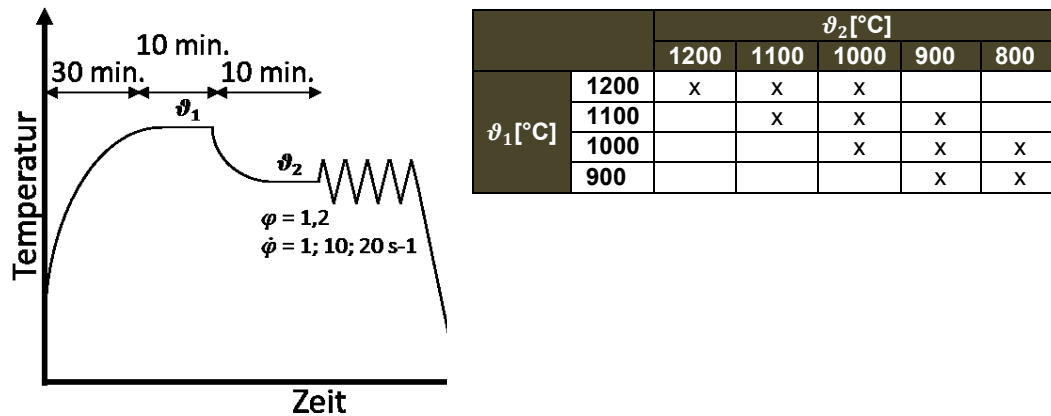


Abbildung 34: Versuchsverlauf für die Fließkurvenaufnahme

Die Auswertung der Ergebnisse aus Stauchversuchen erfolgte mit Hilfe der kommerziellen AUK-Software, welche die Reibungs- und Temperaturkorrektur von Fließkurven berücksichtigt. Zur Ermittlung der Koeffizienten für die Berechnung von Fließkurven wurde das Modell nach Hensel-Spittel verwendet [51]. Zwecks Berechnung der dynamischen Entfestigungskinetik wurde darüber hinaus ein eigenes Modell entwickelt, welches in Kapitel 6.5.1 mit den daraus ermittelten Resultaten detailliert beschrieben wird. Dieses Modell berücksichtigt die Einflüsse des Lösungszustandes, der Korngrößen, der Umformgeschwindigkeit sowie auch diejenigen der Umformtemperatur.

#### 5.6.4 Ermittlung der statischen Entfestigung

In den Pausenzeiten der mehrstufigen Umformung kann der Austenit mit Hilfe statischer Entfestigung die zuvor aufgetretenen Verfestigungen wieder abbauen. Dabei sind die Prozesse - beginnend bei der metadynamischen bis hin zur statischen Entfestigung – zur sog. *statischen Entfestigung* zusammengefasst.

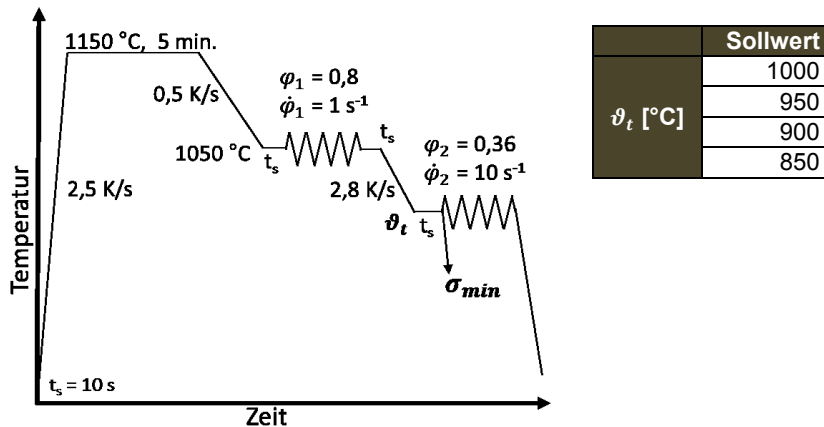
Zwecks Ermittlung der statischen Entfestigung werden Doppelstauchversuche (off-set-Methode) eingesetzt [97]. Die Versuchsbedingungen sowie deren Durchführung sind in den Abbildung 35 und 36 schematisch abgebildet. Die Daten der eingesetzten Prüfanlage sowie die Probengeometrie wiederum sind in Abbildung 93 zu finden.

Entsprechend der Abbildung 35 und 36 wurden die zweistufigen Warmumformversuche mit einem Teststich zur Ermittlung der Einflüsse von Chrom, Mikrolegierungselementen (MLE) und Kupfer auf die Entfestigungskinetik des Austenits im Temperaturbereich zwischen 850 - 1000 °C im 50-K-Schritten durchgeführt. Die Versuche wurden anhand der Probelegierungen 1,2,3 und 6 (s. Tabelle 7) vorgenommen.

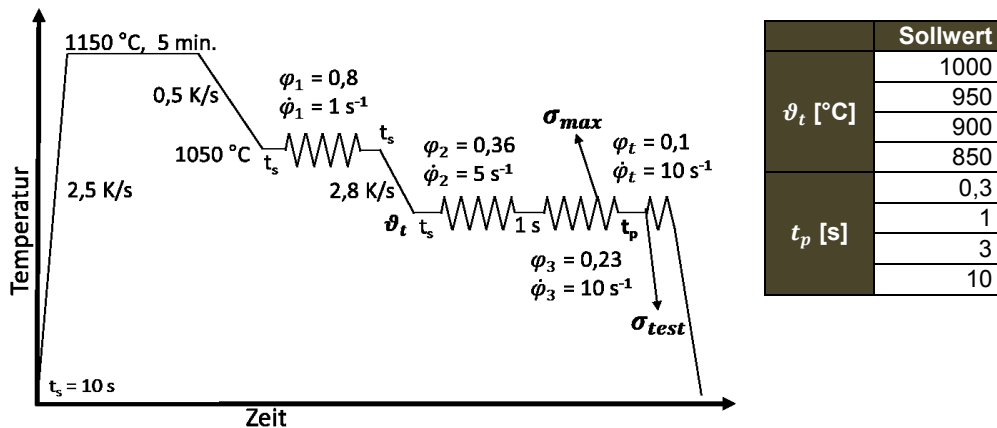
Die im Rahmen der off-set-Methode ermittelten Fließspannungen bei unterschiedlichen Umformgeschwindigkeiten sind bei der Auswertung auf eine Einzelge-



geschwindigkeit - in diesem Fall:  $10 \text{ s}^{-1}$  - norminiert worden. So konnten die Entfestigungsbeiträge aller Bedingungen ermittelt werden.



**Abbildung 35:** Stauchversuch mit dem Ziel der Bestimmung der  $k_{f0}$  ( $\sigma_{\min}$ ) des nicht verfestigten Stahls



**Abbildung 36:** Doppelstauchversuch zur Bestimmung der Fließspannungen  $\sigma_{\max}$  und  $\sigma_{\text{test}}$

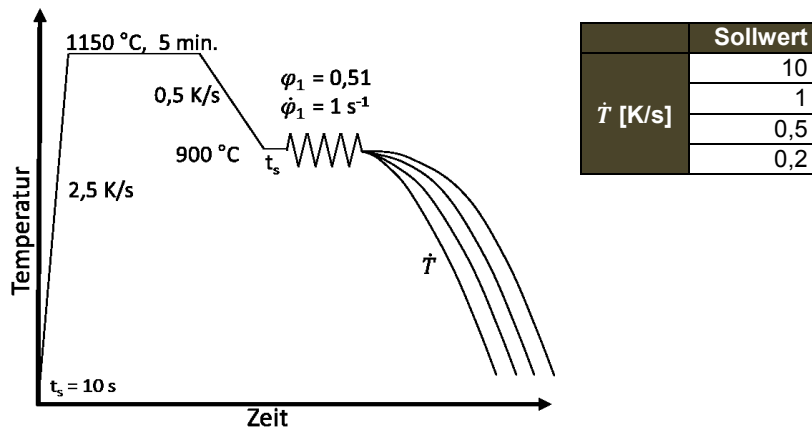
Die einzelnen Ergebnisse zur statischen Entfestigung dienen einer Bestimmung der Koeffizienten nach dem modifizierten JMAK-Modell (s. Kapitel 6.5.2). Die Bestimmungsgleichungen für die statische Entfestigung (78) bis (80) des entfestigten Anteils sowie die ermittelten Koeffizienten (Tabelle 17) sind in Abschnitt 6.5.3 zusammengestellt.

Die Modelle zur dynamischen und statischen Entfestigung sind für die Berechnung des Austenitzustandes vor der Umwandlung eingesetzt worden (s. Kapitel 6.5.3).

### 5.6.5 Ermittlung der kontinuierlichen Umwandlungsschaubilder mit vorausgegangener Umformung

Die Umwandlungskinetik im Anschluss an die Umformung wurde unter Berücksichtigung des Austenitzustandes (Ver- und Entfestigung) mittels Umformdilatometer ermittelt. Die Kenntnis der Ver- und Entfestigungskinetik (s. Kapitel 6.5.4) erlaubte es, verschiedene Umformtemperaturen für unterschiedliche Austenitzustände (entfestigt,

verfestigt) zu wählen. Das Versuchsschema dazu ist in Abbildung 37 dargestellt. Die einzelnen Umwandlungspunkte waren Basis zur Erstellung von UZTU-Schaubildern der Schmelzen 1 bis 6 nach Stahleisenprüfblatt 1680 und 1681. Bei den Versuchen wurde ein Umformgrad von  $\varphi = 0,51$  gewählt. Die Umformgeschwindigkeit lag anlagenbedingt bei  $1 \text{ s}^{-1}$ . Die Versuchsanlage im Umformmodus ist in Abbildung 91 in Anhang gezeigt. Es handelt sich dabei um das Umformdilatometer der Fa. Bähr.



**Abbildung 37:** Versuchsverlauf für die Bestimmung des Umwandlungsverhaltens nach der Umformung

Weiterhin wurden aus den während der Versuche ermittelten Dilatationskurven die Anteile der einzelnen Phasen bestimmt. Sie sind mit den Ergebnissen der Lichtmikroskopie derselben Proben verglichen worden. Neben den Phasenanteilen wurde die jeweilige Härte HV10 der Proben gemäß den Vorgaben des SEP 1860 bestimmt und in einem Umformung-Zeit-Temperatur-Umwandlung-Diagramm (UZTU-Diagramm) eingetragen.

### 5.6.6 Untersuchungen zu Restaustenitgehalt und Restaustenitarten

Die Anteile des Restaustenits im bainitischen Gefüge wurden mit Hilfe der Röntgenbeugungs-Methode ermittelt. Zudem sind REM-Untersuchungen mit dem Ziel, die Morphologie des Restaustenits qualitativ begutachten zu können, durchgeführt worden. Bei diesem Gefügebestandteil sollte aufgrund der Untersuchungen zwischen blockartigem (BRA) und filmartigem (FRA) Restaustenit unterschieden werden.

In EBSD-Untersuchungen wurden die Anteile des blockartigen und filmartigen Austenits (BRA, FRA) und des Bainits sowie deren Verteilung ermittelt (s. Anhang 12.7). Anhand der unterschiedlichen Erscheinungsformen konnte auch in lichtmikroskopischen Gefügebildern zwischen blockartigem (BRA, als große, weiße Inseln zu identifizieren) und filmartigem Austenit (FRA, in Gefügebildern wegen der feinen Platten nicht erkennbar) sowie deren Lage (Verteilung) unterschieden werden.

Lichtmikroskopische Untersuchungen hatten das Ziel, die REM-Ergebnisse in einem größeren Probenvolumen zu evaluieren. Dabei wurde das Hauptmerkmal auf den blockartigen Restaustenit gelegt. Der filmartige Restaustenit ist auch lichtmikro-

skopisch nicht visualisierbar. Zu diesem Zweck wurden die Proben zuvor mittels Klemm-Ätzung präpariert.

### 5.6.7 Festlegung der Technologie zur Warmbandherstellung und deren Evaluierung

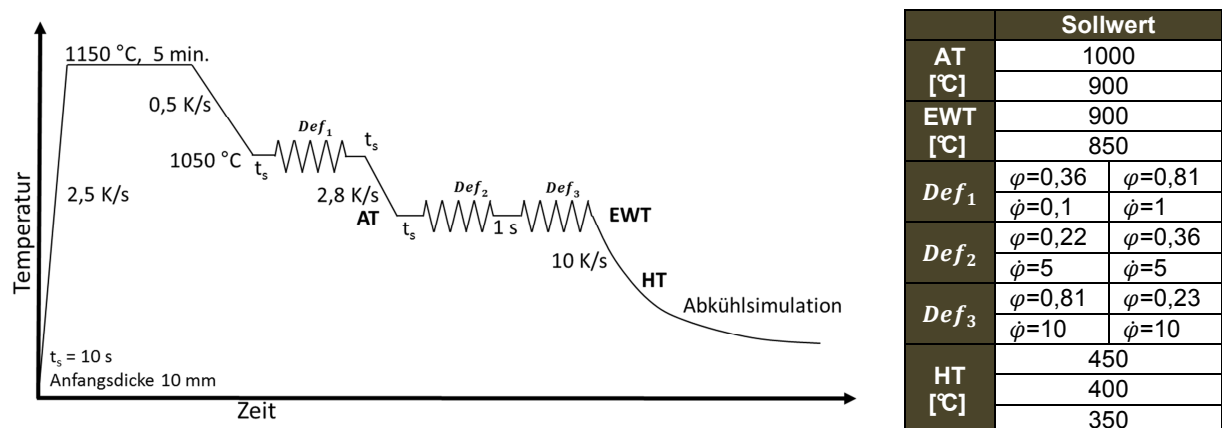
Aus den Ergebnissen der experimentellen Untersuchungen und der numerischen Simulation wurden die Bedingungen zur Herstellung von Warmband abgeleitet. Diese dienen der Technologieentwicklung. Folgende Randbedingungen waren dazu erforderlich:

- Wärmtemperatur,
- Umformtemperaturen,
- Umformgrad,
- Umformgeschwindigkeit,
- Pausenzeiten zwischen den einzelnen Umformschritten,
- Abkühlgeschwindigkeit und
- Haltezeit im Coil.

Während die Wärmtemperatur zunächst den Ausgangszustand des Austenits definiert hat, wird im Zuge der Umformung ( $T$ ,  $\varphi$ ,  $\dot{\varphi}$ , und  $t_p$ ) der Austenitzustand, der die Umwandlungskinetik im Zuge der Abkühlung bestimmt, eingestellt.

### 5.6.8 Erprobung der Technologie im Umformsimulator

Ausgehend von den festgelegten Herstellungsbedingungen für Warmband folgten Flachstauchversuche im multifunktionalen Umformsimulator Gleeble HDS-V40. Der Simulator, die anlagenbedingten Umformbedingungen und die Probengeometrie sind im Anhang in Abbildung 93 gezeigt worden. Die Versuchsdurchführung und die untersuchten Bedingungen sind schematisch in Abbildung 38 dargestellt.



**Abbildung 38:** Versuchsbedingungen und Versuchsdurchführung der Warmwalzsimulation mittels Flachstauchversuch

Aus den untersuchten Proben wurden Schliffe für metallographische Untersuchungen (s. Kapitel 6.5.6) und Mini-Zugproben zur Bestimmung der mechanischen

Eigenschaften entnommen. Für Vergleichszwecke wurden die Festigkeitskennwerte ( $R_{p0,2}$  und  $R_m$ ) sowie die Bruchdehnung ( $A$ ) bestimmt. Die Geometrien der Flachstauch- und Mini-Zugprobe sind in Abbildung 93 im Anhang dargestellt. Die Auswertung der Zugversuche erfolgte nach DIN EN ISO 6892-1.

## 5.7 Walzversuche an der Pilotanlage des Institutes für Metallformung

In der zweiten Stufe der Technologieevaluierung wurden Versuche auf der halbkontinuierlichen Versuchsanlage zur physikalischen Simulation der Warmbandherstellung durchgeführt.

Die halbkontinuierliche Pilotanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg besteht aus einem Ofen (Of), einer Zunderwäsche (Zw), einem Reversiervorgerüst (F0), Fertigerüsten (F1...F3), einer Kühlstrecke (KS) sowie einem Haspelsimulator (HS). Der Aufbau der Anlage ist in Abbildung 39 dargestellt.

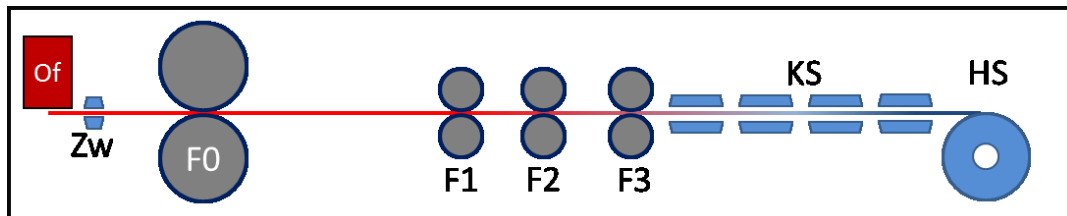


Abbildung 39: Pilotanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg

Die Warmwalzversuche wurden mit ausgewählten Bedingungen bezüglich der Endwalztemperatur (EWT) und Haspeltemperatur (HT) sowie der Abkühlzeit, die mit der Haspeltemperatur zusammenhängt, variiert. Die Ausgangs- sowie die Enddicke des Warmbandes lagen bei 10 bzw. 2 mm. Nach dem Wärmen bei 1150 °C und einer Haltezeit von 40 min auf Wärmtemperatur im Ofen wurde das Umformgut entzundert und anschließend warm umgeformt. Gewalzt wurde im Vorgerüst und in den drei Fertigerüsten. Der Stichplan ist den Tabellen 8, 9 und 10 für die jeweils entsprechende Versuchsreihe zu entnehmen. Anhand der Erkenntnisse aus Laborversuchen wurde der Stichplan so bestimmt, dass das Gefüge im Austenitgebiet vor der Umwandlung in Bainit vollständig entfestigt vorlag. Diese Bedingung ergab sich aus den Ergebnissen der Warmwalzsimulation am Umformsimulator HDS V40. Die Enddicke lag - entsprechend der Betriebsbedingungen - bei 2 mm und die Endwalzgeschwindigkeit bei 5 m/s. Die Abkühlgeschwindigkeit auf dem Auslaufrollgang betrug 10 K/s, und die Haspeltemperatur wurde im Bereich von 350 bis 500 °C variiert. Die Abkühlgeschwindigkeit im Haspelsimulation (HS) entsprach für jede Haspeltemperatur der jeweiligen Coilabkühlkurve. Die daraus abgeleitete minimale Abkühlzeit bis zum Erreichen einer Temperatur von 100 °C betrug 16 Stunden. Alle Messdaten sind in den Tabellen 31, 33 und 35 sowie den Abbildungen 66, 71 und 86 im Ergebnis teil zusammengestellt.

**Tabelle 8:** Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.6.1)

	F0	F1	F2	F3
<b>Anstichtemperatur [°C]</b>	1100	1000	980	950
<b>Abnahme [%]</b>	40	38	32	20
<b>Umformgrad [1]</b>	0,51	0,48	0,39	0,22
<b>Pausenzeit nach dem Stich [s]</b>	8	1,5	1	0

**Tabelle 9:** Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.6.6)

	F0	F1	F2	F3
<b>Anstichtemperatur [°C]</b>	1100	1030	1020	1000
<b>Abnahme [%]</b>	40	38	32	20
<b>Umformgrad [1]</b>	0,51	0,48	0,39	0,22
<b>Pausenzeit nach dem Stich [s]</b>	5	1,5	1	0

**Tabelle 10:** Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.7)

	F0	F1	F2	F3
<b>Anstichtemperatur [°C]</b>	1100	980	950	930
<b>Abnahme [%]</b>	40	38	32	20
<b>Umformgrad [1]</b>	0,51	0,48	0,39	0,22
<b>Pausenzeit nach dem Stich [s]</b>	12	1,5	1	0

Bei den Walzversuchen an der Pilotanlage wurden die Walzkräfte und -momente, die Umformtemperaturen in den einzelnen Walzgerüsten, die Pausenzeiten zwischen der Umformung in den einzelnen Walzgerüsten und die Kühlbedingungen auf dem Auslaufrollgang sowie im Haspelsimulation aufgenommen. Sie sind ebenfalls in – auf einander bezogenen - Diagrammen und Tabellen dargelegt: (Abbildung 66/Tabelle 31, Abbildung 71/Tabelle 33 sowie Abbildung 86/Tabelle 35).

Die Bänder aus den Walzversuchen wurden metallographischen und mechanischen Prüfungen unterzogen. Im Rahmen der metallographischen Untersuchungen wurde der blockartige Restaustenit (BRA) lichtmikroskopisch qualitativ bestimmt (Klemm-Ätzung). Bei allen Proben erfolgte außerdem eine röntgenographische Bestimmung des Restaustenitanteils.

Die Ermittlung mechanischer Eigenschaften ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ,  $A_g$ ,  $A_{50}$ ) der so hergestellten Materialien fand im Flachzugversuch gemäß DIN EN ISO 6892-1:2017 an Längsproben statt. Weiterhin wurde auch die Härte HV10 ermittelt und dokumentiert.

## 5.8 Betriebsversuche

Die entwickelte Herstellungstechnologie wurde anschließend in Pilot- und Betriebsversuchen praktisch angewandt und evaluiert. Die Betriebsversuche sowie die Untersuchungen der im industriellen Maßstab produzierten Bänder fanden in dem Stahlbereich von thyssenkrupp statt. Das Schmelzvolumen entsprach dabei einer Gesamtmasse von 10 kurzen Brammen mit einem Gewicht von jeweils ca. 12 t. Die in Pilotversuchen [98] evaluierte chemische Zusammensetzung der Betriebsschmelze ist in Tabelle 11 zusammengestellt.

**Tabelle 11:** Chemische Zusammensetzung der betrieblich erzeugten Schmelze

Name	C [%]	Si [%]	Mn [%]	Cu [%]	Al [%]	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	Ti [%]	V [%]
BETRIEB	0,390	1,96	0,84	0,05	0,13	1,30	0,20	0,02	0,008	0,002

Die Endwalztemperatur wurde oberhalb von 900 °C festgelegt, die Haspeltemperatur für einzelne Brammen variiert, und sie umfasste dabei folgende Wärmestufen: hoch, mittel und niedrig. Die Banddicke betrug in diesem Fall 2,5-3 mm und die Breite lag bei 900 mm.

Die Bänder aus den Betriebsversuchen wurden metallographischen und mechanischen Prüfungen unterzogen, und bei allen Proben erfolgte zudem eine röntgenographische Bestimmung des Restaustenitanteils.

Auch für diese Erzeugnisse wurden an Längsproben die mechanischen Eigenschaften ( $R_{p0,2}$ ,  $R_m$ ,  $A_g$ ,  $A_{80}$ ) im Flachzugversuch nach DIN EN ISO 6892-1:2017 ermittelt sowie die Härtebestimmung HV10 gemäß DIN EN ISO 6507-1:2016 durchgeführt.

## 6 Ergebnisse

In den nachfolgenden Kapiteln 6.1 bis 6.5.6 werden zunächst die Resultate der für die Versuche im Vorfeld durchgeführten numerischen sowie Labor- Arbeiten dargestellt. Anschließend erfolgt eine Beschreibung der Ergebnisse aus Simulationsversuchen zur Entwicklung der Technologie für bainitische Stähle (Kapitel 6.6).

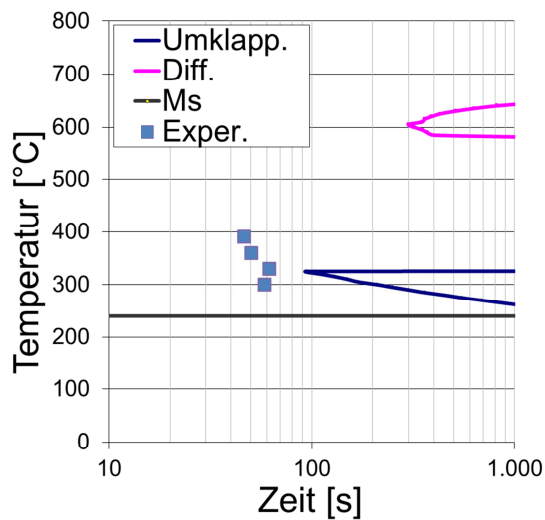
### 6.1 Berechnung und Messung der Zeiten für den Beginn der Bainitumwandlung

Mit Hilfe des erweiterten Modells für die Umwandlung des Austenits wurden Schaubilder (s. Kapitel 5.1) bestimmt, in denen die Zeiten für den Anfang des Austenitzerfalls (oder anders ausgedrückt: die Keimbildungszeiten) dargestellt sind. Gewählt wurden hierfür die Versuchs-Schmelzen 1 bis 6. Dabei ist die Umwandlung des Austenits bei isothermem Halten der Temperatur in einzelne Sequenzen nach den Mechanismen der Umklapp-Umwandlung (Umklapp-Bainit mit nachfolgender Kohlenstoffdiffusion) sowie der Diffusions-Umwandlung (Diff.-Ferrit und -Perlit) eingeteilt worden. Zudem wurden in die Zeit-Temperatur-Diagramme die mittels Modell berechneten  $M_S$ -Temperaturen eingetragen. Darüber hinaus erfolgte eine Eintragung einzelner Ergebnisse zur Bainitumwandlung aus den Experimenten („Exper.“) im Umformdilatometer (s. Kapitel 5.4) in die Diagramme. Die hierzu gehörenden Darstellungen bezüglich der einzelnen Stahlsorten sind in Abbildung 40 zu finden.

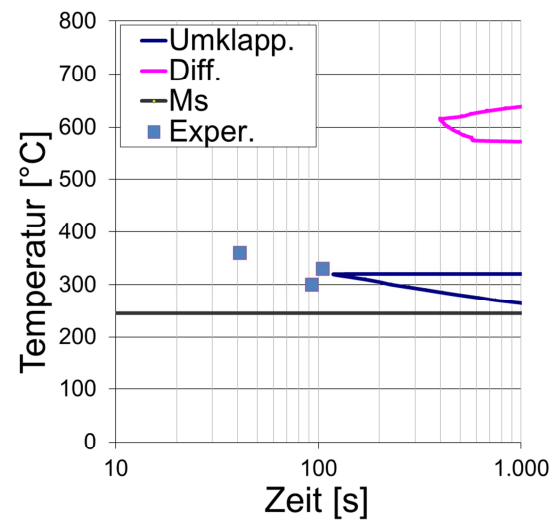
Die Ergebnisse zeigen, dass die Umwandlung des Austenits in das bainitische Gefüge (blaue Linie und Punkte) bei einer Temperatur  $< 450\text{ °C}$  und kurzen Zeiten beginnen kann. Oberhalb von  $550\text{ °C}$  (BASIS+Cr+MLE-Mn) hingegen kann die Diffusions-Umwandlung ansetzen. Sie beginnt bereits bei Temperaturen um  $700\text{ °C}$ , und ihre Kinetik ist von der Temperatur abhängig. Allerdings sind die Zeiten für deren Beginn länger als diejenigen für den Beginn der Umwandlung in Bainit.

Zieht man den Vergleich zwischen Berechnung und Experiment, so ist die berechnete Bainit-Start-Temperatur  $B_s$  bei den untersuchten Stählen entweder dem Experiment gleich oder zu längeren Zeiten hin verschoben.

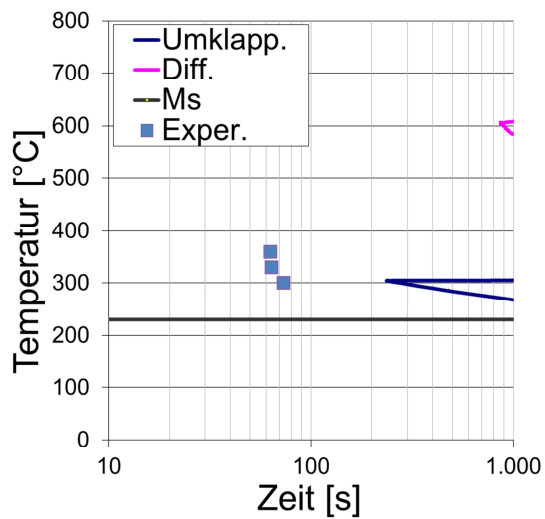
Da die Bainitumwandlung zwischen Diffusions- und reiner Umklapp-Umwandlung stattfindet ist anzustreben, das entsprechende Temperaturintervall zwischen beiden Arten der Gefügestrukturänderung möglichst groß zu halten. Dieses beträgt bei den untersuchten Stahlsorten etwa 200 bis 300 K. Die  $M_S$ -Temperatur markiert damit die minimale Temperatur für das Haspeln des Warmbandes und liegt damit bei mindestens  $220\text{ °C}$ . Die maximale Haspeltemperatur liegt bei  $520\text{ °C}$ , und sie ist - ebenso wie die minimale Haspeltemperatur - von den jeweils unterschiedlichen Stahlsorten abhängig.



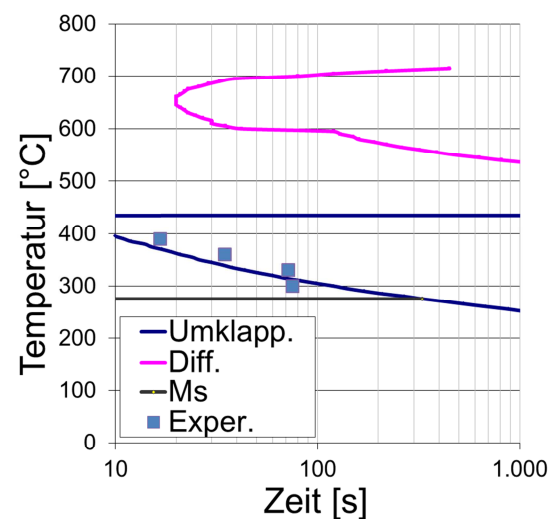
BASIS



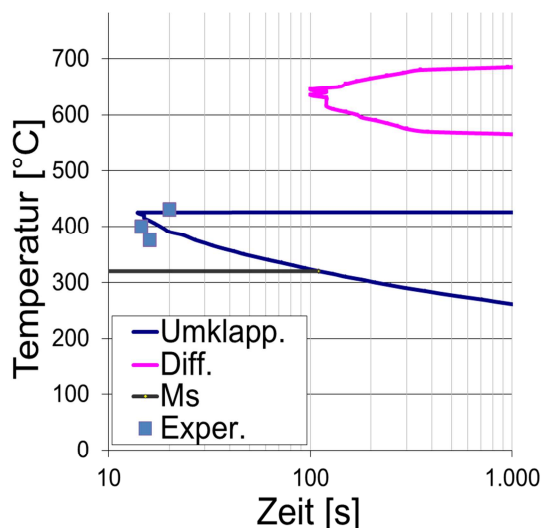
BASIS+Cr



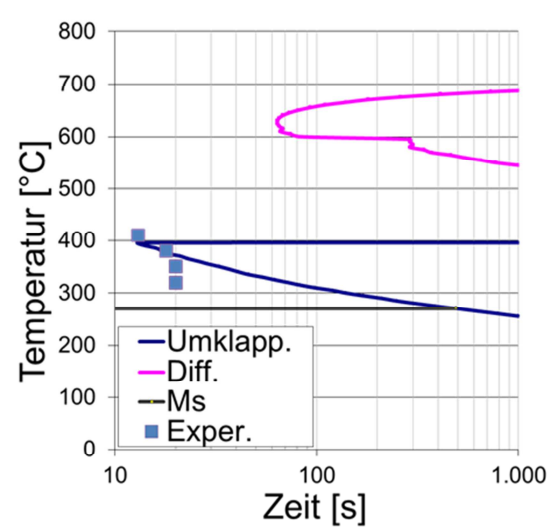
BASIS+Cr+MLE



BASIS+Cr+AI+MLE



BASIS+Cr+MLE-C



BASIS+Cr+MLE-Mn

**Abbildung 40:** Vergleich der nach Modell berechneten und gemessenen Werte für die Keimbildung der bainitischen Umwandlung der Stähle



Abschließend lässt sich feststellen, dass die alleinige *Berechnung* der bedeutsamen Umwandlungs-Temperaturen diverse Fehler bei der Auslegung der Haspeltemperatur nach sich ziehen kann. Aus diesem Grunde erweisen sich detaillierte Untersuchungen an Werkstoffen mit Hilfe eines Dilatometers als unverzichtbar, und sie unterstreichen zusätzlich die Genauigkeit der Vorhersagen im Rahmen der Technologieauslegung. Die ermittelten Zeiten des Umwandlungsanfangs und die Umwandlungstemperaturen werden für die Auswertung der weiteren Untersuchungen behilflich sein.

Für die beiden ersten Werkstoffe (BASIS, BASIS+Cr) beginnt die Diffusions-Umwandlung erst nach 200 s. Dies ist durch einen hohen Gehalt an Mn, Cr und C verursacht. Ein weiterer Werkstoff, der BASIS+Cr+MLE, hat sogar noch höhere Gehalte an C, Mn, Cr und Cu als die o.g. Legierung BASIS+Cr. Dies wiederum führt sogar zu einer Wartephase des Diffusions-Umwandlungsbeginns von 800 s. Die weiteren Werkstoffe sind charakterisiert entweder durch einen niedrigeren C-Gehalt (BASIS+Cr+MLE-C) oder einen geringeren Mn-Anteil (BASIS+Cr+MLE-Mn), aber auch durch einen höheren Al-Zusatz (BASIS+Cr+Al+MLE). Alle drei Veränderungen der Legierungsgehalte beschleunigen ihrerseits die Diffusionsumwandlung, was sich durch jeweils kürzere Zeiten bis zum Beginn der Diffusionsumwandlung ausdrückt. Diese Zeiten betragen 20 s für die Legierung BASIS+Cr+Al+MLE, 60 s für den Stahl mit der Versuchsbezeichnung BASIS+Cr+MLE-Mn, sowie 100 s für den Werkstoff BASIS+Cr+MLE-C. Die Umklapp-Umwandlungs-Anfänge aller untersuchten Legierungen sind hin zu kürzeren Zeiten vom 15 s beim BASIS+Cr+Al+MLE bis zur 700 s bei einem BASIS+Cr+MLE verschoben. Die chemische Zusammensetzung wirkt sich demnach in ähnlicher Weise sowohl auf die Umklapp-Prozesse als auch auf die Anfänge der jeweiligen Diffusions-Umwandlung der jeweils untersuchten Stähle aus, was bei der Erzeugung von bainitischem Gefüge eine Anpassung der Kühlstrategie notwendig macht.

## **6.2 Abkühlung des Coils mit bainitischen Umwandlung nach dem Warmwalzen**

Die Ergebnisse aus Kapitel 6.1 zeigen, dass die Bainit-Umwandlung im Warmband unmittelbar nach der Warmumformung sowie der anschließenden Abkühlung im Coil nur mit langsamer Abkühlgeschwindigkeit stattfindet. Dies kann - abhängig von der chemischen Zusammensetzung des Stahls - nur bei einer Haspeltemperatur unterhalb von 450 °C erfolgen. Warmbandcoils kühlen mit mittleren Abkühlgeschwindigkeiten von etwa 10-50 K/h ab, wobei diese Geschwindigkeit - je nach Starttemperatur des Kühlens - differiert. Die Abkühlgeschwindigkeit ist über das gesamte Coil betrachtet jedoch nicht einheitlich: Coilränder sowie Außen- und Innenwicklungen kühlen schneller ab als die dazwischenliegenden Bereiche. Daher müssen die Inhomogenität des Temperaturfeldes und seine Veränderung bei der Ermittlung der Bainitumwandlung unbedingt berücksichtigt werden.

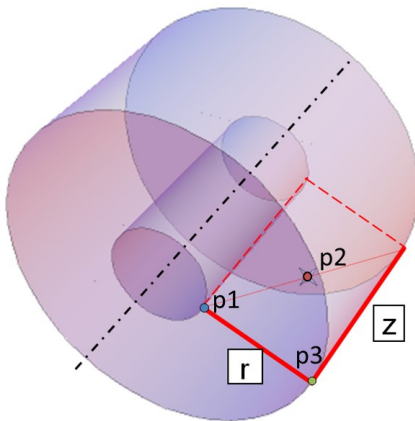
Das im Rahmen dieser Arbeit aufgestellte thermische Modell der Coilabkühlung erfasst deshalb folgende *Coil-Besonderheiten* [59, 60, 89, 93]:

- Lage der Windungen im Coil
- Druck zwischen den einzelnen Windungen
- Zunderschichtdicke und derer Härte
- Luftfilm zwischen den Windungen
- Während der Bainitumwandlung erzeugte Wärme
- Einfluss der Austenitkorngröße sowie der Verfestigung des Austenits auf die Bainitumwandlung

Dies erfolgt unten folgenden *Annahmen*:

- Die Dichte des Coils ergibt sich aus der Masse des Stahls, der Anzahl der Windungsmengen, der Zunderschichtdicke und dem Abstand zwischen den einzelnen Windungen, zwischen denen Luft eingeschlossen ist.
- Die Anfangstemperatur des gesamten Coilquerschnitts ist homogen.
- Das Aufwickeln erfolgt mit minimaler Wicklungskraft, die ausschließlich im elastischen Bereich des Werkstoffs liegt (s. Coilmodell).
- Die Geometrie des Coils ist von der Masse der warmgewalzten Brammen, deren Abmessung, Zunderschicht, Banddicke und dem Coildorn abhängig.

Die Gleichung, welche den Wärmetransport im zweidimensionalen System beschreibt (62), wurde um die der Wärmemenge  $Q_b$ , die im Zuge der Bainitumwandlung entsteht, ergänzt. Die Gleichungen (63) und (64) sind dem Schrifttum entnommen.



$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho c T) = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} k_r \cdot \frac{\partial T}{\partial r} + \frac{\partial}{\partial z} \cdot \left( k_z \frac{\partial T}{\partial z} \right) + \frac{\partial Q_b}{\partial t} \quad (62)$$

$$c = 55.94 - 0.06231 \cdot T + 0.0000428 \cdot T^2 \left[ \frac{\text{J}}{\text{kg} \cdot \text{K}} \right] \quad [89] \quad (63)$$

$$\rho = 7667 - 8.571 \cdot T - 0.002223 \cdot T^2 \left[ \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \right] \quad [99] \quad (64)$$

**Abbildung 41:** Gleichung eines zweidimensionalen Systems für das Coilmodell [60] unter Berücksichtigung der Umwandlungswärme des Bainits

Um die Gleichung für den vorgegebenen Zeitschritt zu lösen, kam eine „alternating direction implicit“ Methode (ADI) zur Anwendung. Die Berechnung wurde zu diesem Zweck in Halbschritte geteilt und anschließend für jede Richtung (radial, axial) implizit gelöst. Dazu wurde folgende ADI Formulierung der Gleichung (62) genutzt:

$$\begin{aligned}
 & \rho \cdot \left( c_{i,j}^n \cdot \frac{T_{i,j}^* - T_{i,j}^n}{\Delta t/2} + T_{i,j}^n \cdot \frac{c_{i,j}^n - c_{i,j}^{n-1/2}}{\Delta t/2} \right) \\
 &= k_{r(i,j)}^n \cdot \left[ \frac{T_{i-1,j}^* - 2 \cdot T_{i,j}^* + T_{i+1,j}^*}{(\Delta r)^2} + \frac{1}{r_i} \cdot \frac{T_{i+1,j}^* - T_{i-1,j}^*}{2 \cdot \Delta r} \right] \\
 &+ \left( \frac{k_{r(i+1,j)}^n - k_{r(i-1,j)}^n}{2 \cdot \Delta r} \right) \cdot \left( \frac{T_{i+1,j}^* - T_{i-1,j}^*}{2 \cdot \Delta r} \right) + k_{z(i,j)}^n \\
 &\cdot \left[ \frac{T_{i,j-1}^n - 2 \cdot T_{i,j}^n + T_{i,j+1}^n}{(\Delta z)^2} \right] + \left( \frac{k_{z(i,j+1)}^n - k_{z(i,j-1)}^n}{2 \cdot \Delta z} \right) \cdot \left( \frac{T_{i,j+1}^n - T_{i,j-1}^n}{2 \cdot \Delta z} \right) \\
 &+ \frac{(Q_{b(i,j)}^{n+1} - Q_{b(i,j)}^n)}{2},
 \end{aligned} \tag{65}$$

$$\begin{aligned}
 & \rho \cdot \left( c_{i,j}^* \cdot \frac{T_{i,j}^{n+1} - T_{i,j}^*}{\Delta t/2} + T_{i,j}^* \cdot \frac{c_{i,j}^* - c_{i,j}^n}{\Delta t/2} \right) \\
 &= k_{r(i,j)}^* \cdot \left[ \frac{T_{i-1,j}^* - 2 \cdot T_{i,j}^* + T_{i+1,j}^*}{(\Delta r)^2} + \frac{1}{r_i} \cdot \frac{T_{i+1,j}^* - T_{i-1,j}^*}{2 \cdot \Delta r} \right] \\
 &+ \left( \frac{k_{r(i+1,j)}^* - k_{r(i-1,j)}^*}{2 \cdot \Delta r} \right) \cdot \left( \frac{T_{i+1,j}^* - T_{i-1,j}^*}{2 \cdot \Delta r} \right) + k_{z(i,j)}^* \\
 &\cdot \left[ \frac{T_{i,j-1}^{n+1} - 2 \cdot T_{i,j}^{n+1} + T_{i,j+1}^{n+1}}{(\Delta z)^2} \right] + \left( \frac{k_{z(i,j+1)}^* - k_{z(i,j-1)}^*}{2 \cdot \Delta z} \right) \\
 &\cdot \left( \frac{T_{i,j+1}^{n+1} - T_{i,j-1}^{n+1}}{2 \cdot \Delta z} \right) + \frac{(Q_{b(i,j)}^{n+1} - Q_{b(i,j)}^n)}{2},
 \end{aligned} \tag{66}$$

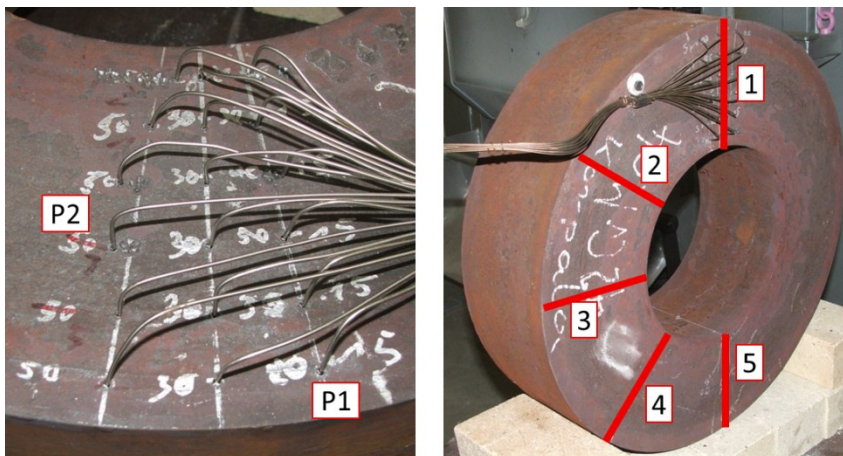
Das gesamte Gleichungssystem (65) und (66) wird in eine Tridiagonalmatrix für beide Schritthälften umgeschrieben sowie um die Randbedingungen nach Neumann ergänzt. Zunächst wird die Temperaturverteilung in Radialrichtung (\*) und anschließend die Verteilung der Temperatur für die Axialrichtung berechnet. Hier findet der Thomas-Algorithmus [90] Anwendung. Die Umwandlungswärme wird implizit durch Minimierung des Fehlers für jeden Zeitschritt berechnet.

### 6.2.1 Bestimmung der Randbedingungen

Bei einer Abkühlung des Coils unterhalb von 450 °C nimmt der Strahlungsanteil stark ab, während der konvektive Anteil an Bedeutung gewinnt. Um die Randbedin-

gungen für den Wärmefluss bestimmen zu können, wurden Abkühllexperimente durchgeführt. Zu diesem Zweck wurde ein Ring aus 42CrMo4 mit einem Gewicht von 250 kg durch Anbringung von 18 Thermoelementen präpariert. Die Thermoelemente wurden in einer Tiefe von 15, 30 und 50 mm in Reihen von jeweils sechs Stück pro Tiefe platziert (siehe Abbildung 42, links). In Abbildung 42 (rechts) stellen rote Linien die Variation der Positionen des untersuchten Querschnitts dar. Die hohe Anzahl an Thermoelementen ermöglicht die Erfassung eines detaillierten Temperaturfeldes, aus dem wiederum Randbedingungen in Abhängigkeit von der Lage mit genügender Genauigkeit bestimmt werden können. Dazu wurden fünf Abkühlungs-Varianten betrachtet.

Es wurde zunächst ein ADI-Modell für die Ringabkühlung aufgestellt und der Abkühlvorgang für einzelne Haspeltemperaturen, beginnend bei einer homogenen Durchwärmung bei 500 °C, in einer numerischen Simulation nachgebildet. Die experimentellen Ergebnisse wurden anschließend mit den berechneten Werten verglichen und zur Anpassung des erforderlichen Wärmeübergangskoeffizienten verwendet. Die sonstigen Materialeigenschaften, die zur Berechnung notwendig waren (Dichte, Wärmeleitfähigkeit), wurden dem Schrifttum [12] entnommen.



**Abbildung 42:** Anordnung der Thermoelemente im Stahlring und die Ausrichtung des Rings während des Abkühlversuchs

Die angepassten Funktionen der Wärmeübergangskoeffizienten für jeden Querschnitt und jede Oberfläche wurden wie folgt ermittelt:

$$g = 22 + 0,01 \cdot T + 0,021 \cdot T^{1,15} \quad (67)$$

Position 1:

$$\begin{aligned} h &= 0,9 \cdot g(T) \text{ für } r = r_0, \\ h &= 0,95 \cdot g(T) \text{ für } r = r_{max}, \\ h &= g(T) \text{ für } z = z_0, \\ h &= g(T) \text{ für } z = z_{max}, \end{aligned} \quad (68)$$

Position 2:

$$\begin{aligned}
 h &= 0,91 \cdot g(T) \text{ für } r = r_0, \\
 h &= 1,25 \cdot g(T) \text{ für } r = r_{max}, \\
 h &= 0,85 \cdot g(T) \text{ für } z = z_0, \\
 h &= 0,85 \cdot g(T) \text{ für } z = z_{max},
 \end{aligned} \tag{69}$$

Position 3:

$$\begin{aligned}
 h &= g(T) \text{ für } r = r_0, \\
 h &= 1,22 \cdot g(T) \text{ für } r = r_{max}, \\
 h &= 0,8 \cdot g(T) \text{ für } z = z_0, \\
 h &= 0,8 \cdot g(T) \text{ für } z = z_{max},
 \end{aligned} \tag{70}$$

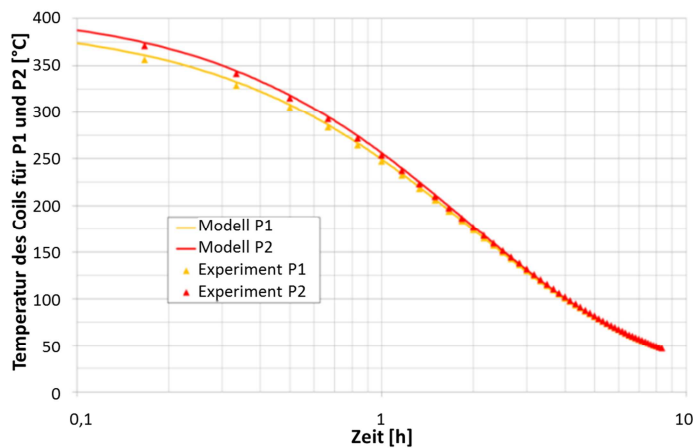
Position 4:

$$\begin{aligned}
 h &= 0,85 \cdot g(T) \text{ für } r = r_0, \\
 h &= 1,15 \cdot g(T) \text{ für } r = r_{max}, \\
 h &= 0,85 \cdot g(T) \text{ für } z = z_0, \\
 h &= 0,85 \cdot g(T) \text{ für } z = z_{max},
 \end{aligned} \tag{71}$$

Position 5:

$$\begin{aligned}
 h &= 0,95 g(T) \text{ für } r = r_0, \\
 h &= g(T) \text{ für } r = r_{max}, \\
 h &= g(T) \text{ für } z = z_0, \\
 h &= g(T) \text{ für } z = z_{max},
 \end{aligned} \tag{72}$$

Das so angepasste Modell zeigte in allen Positionen mit maximal 7 K Abweichung von den gemessenen Versuchsergebnissen eine gute Übereinstimmung mit dem Experiment. Ein grafischer Vergleich ist in Abbildung 43 dargestellt.



**Abbildung 43:** Vergleich des angepassten Modells mit experimentellen Daten der Punkte P1 und P2

Anschließend wurde festgelegt, dass die im Rahmen der Ringversuche angepassten Wärmeübergangskoeffizienten bezüglich der Stahl-Luftaußengrenze für die Coilabkühlung übernommen und zur weiteren Berechnung genutzt werden können. Die Werte der Wärmeleitung, der Wärmekapazität und der Dichte für Stahl (genauer: einzelne Windungen im Coil) wurden ebenfalls übernommen [12]. Sie sind in Anhang 12.6 einzusehen. Für die Berechnung der Radialwärmeleitfähigkeit wurde die in Kapitel 2.5.8 dargelegte Methodik angewendet.

### 6.2.2 Erweiterung des Coil-Modells um das Modell der bainitischen Umwandlung

Im implementierten Coil-Modell wurde die freiwerdende Wärme während der bainitischen Umwandlung berücksichtigt. Dies ist wesentlich, weil die vorherrschenden Temperaturen während der isothermen Bainit-Umwandlung stark mit den finalen Materialeigenschaften von TRIP-Güten korrelieren und die Umwandlungswärme einen signifikanten Beitrag zur insgesamt während der Abkühlung vom Bund abgegebenen Energie darstellt.

### 6.2.3 Umwandlungswärme

Der im Zuge der bainitischen Umwandlung entstehende Wärmebetrag kann wie folgt berechnet werden:

$$Q_b = x_b \cdot H_b \text{ mit:} \quad (73)$$

$$H_b = -13.3 \cdot T + 11333 \text{ [J]}.$$

Diese Gleichung gilt für eine unvollständige Bainit-Umwandlung, bei der die Karbidbildung unterdrückt wird. Dabei sind  $x_b$  der Bainitanteil und  $H_b$  die Enthalpiedifferenz zwischen Austenit und Bainit. Die Suche nach einer Lösung für das Temperaturfeld jedes Zeitschritts erfolgt durch Iteration.

### 6.2.4 Temperaturverlauf bei der Coilabkühlung und bainitische Umwandlung

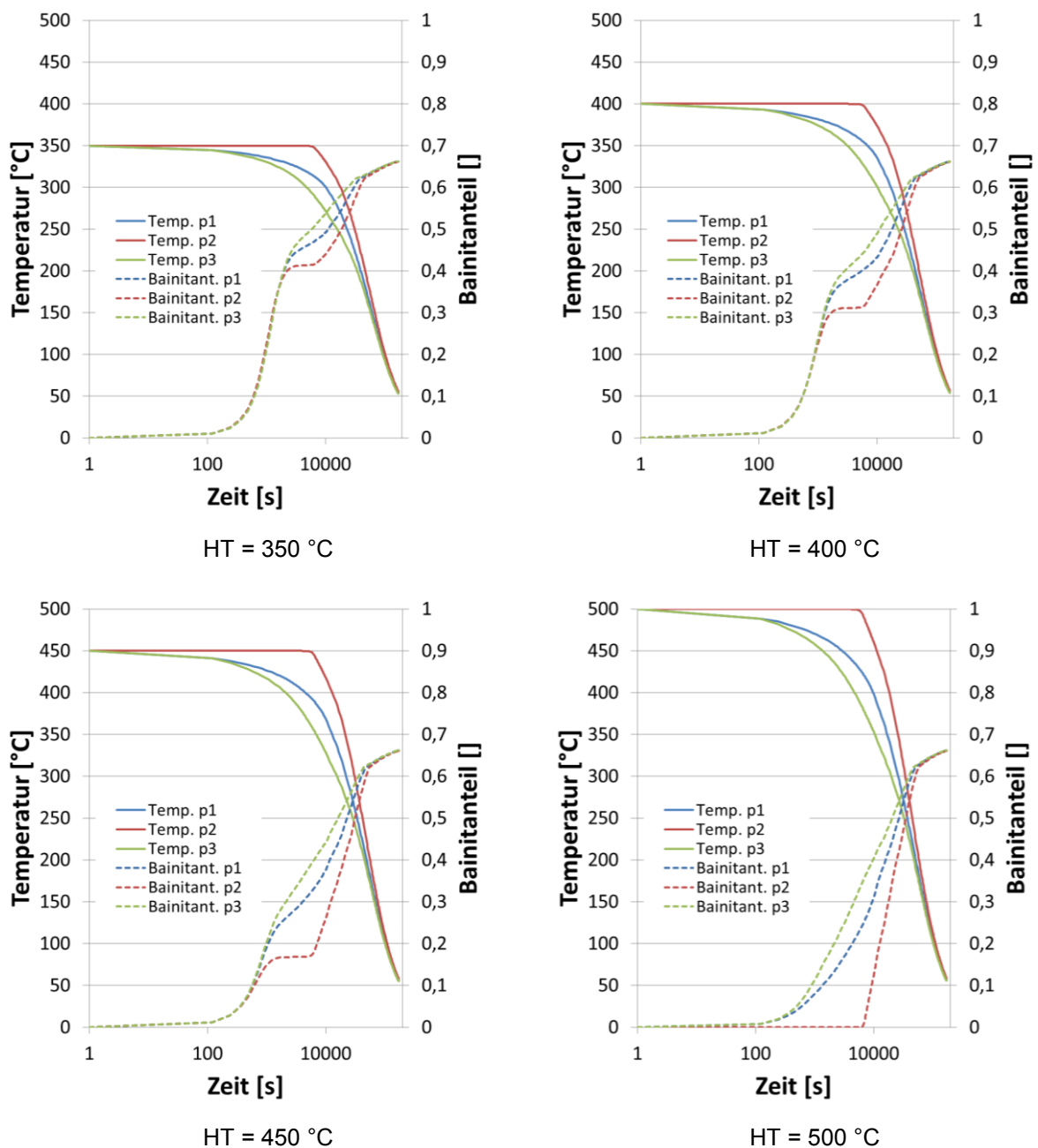
Der Temperaturverlauf bei der Abkühlung wurde für die einzelnen Positionen im Coil unter Berücksichtigung der Umwandlungswärme der Schmelze BASIS+Cr mit ihrer spezifischen chemischen Zusammensetzung beispielhaft berechnet, da diese Legierung die stärkste Unterdrückung der Umwandlung (s. Kapitel 6.1) aufweist und damit eine unerwünschte Ferrit-/Perlit-Bildung ausschließt. Zu beachten ist, dass die Temperaturverläufe von der jeweiligen Coilgröße abhängig sind. Die Größe eines Coils ergibt sich aus der Brammengröße, Zunderschichtdicke, und sie ist vereinfacht mit Hilfe des Gesetzes der Volumenkonstanz berechnet worden. Für eine numerische Analyse wurden exemplarisch folgende typische Größen für das zugrunde liegende Coilmodell angenommen:

Länge der Bramme:	12 m
Höhe der Bramme:	0,225 m
Breite der Bramme:	1,3 m
Warmbanddicke:	3,3 mm
Innendurchmesser des Coils:	0,4 m
Zunderschichtdicke:	7,5 $\mu\text{m}$

Alle anderen geometrischen Größen ergeben sich aus den gewählten Daten. Für die thermodynamischen und kinetischen Berechnungen der Bainitumwandlung wurde die chemische Zusammensetzung von Schmelze 2 (BASIS+Cr) eingesetzt. Die numerische Analyse wurde für ausgewählte Haspeltemperatur (350, 400, 450 und 500°C) durchgeführt und in Abbildung 44 für drei Punkte im Coil dargestellt (p1- Innen/Rand, p2- Mitte, p3- Außen/Rand; s. Abbildung 41).

Wie Abbildung 44 zeigt, ist die Umwandlungskinetik des gegebenen Werkstoffs bei unterschiedlichen HT stark von vorherrschenden lokalen Zeit-Temperatur-Verläufen abhängig. Die bainitische Umwandlung beginnt bei diesem Stahl - bezogen auf alle anderen untersuchten Haspeltemperatur - schon nach 100 s. In den ersten 5000 Sekunden des Kühlvorgangs nach Haspeln des Warmbands bei 350 °C entsteht der größte Bainitanteil von 40 %. Die Unterschiede zwischen dem Rand (p1, p3) und der Mitte des Coils (p2) sind nur marginal. Bei der nachfolgenden langsamen Abkühlung steigt der Bainitanteil weiter an. Die Unterschiede in den Abkühlverläufen der einzelnen Positionen wirken sich aber bereits jetzt auf die Gefügeumwandlung aus, so dass sich der Bainitanteil bei weiterer Abkühlung - abhängig von der Coilposition - unterschiedlich entwickelt. Am Ende des Kühlvorganges schließlich ist der Bainitanteil wieder von der Coilposition unabhängig, und er erreicht einen Anteil von 66 %. Auch die Haspeltemperatur verändert den soeben beschriebenen Umstand nicht; in einem solchen Fall ändert sich nur der Umwandlungsverlauf. Bei hohen HT, z. B. von 500 °C, sind bereits von Beginn an unterschiedliche Umwandlungskinetiken

bei den drei betrachteten Punkten zu erwarten. Die Ursachen dafür sind auf die Bainit-Starttemperatur zurückzuführen. In der Mitte des Coils (Position p2) liegt die Temperatur lange Zeit oberhalb der Umwandlungstemperatur, und Bainit kann dort nicht entstehen. Am Rande der Rolle hingegen ist  $B_s$  schnell erreicht, so dass das Gefüge dort zu einem Maximalanteil von 62 % umwandelt. Dies erfolgt bis zu einer Temperatur von 225 °C. Die größte Differenz hinsichtlich des Umwandlungsanteils liegt bei 40 %. Die Bainitanteile während des Abkühlens, ausgehend von anderen HT, zeigen wegen der bereits niedrigeren Haspeltemperatur geringere Unterschiede. Der darüber hinaus verbliebene Gefügeanteil von ca. 34 % besteht aus Restaustenit.



**Abbildung 44:** „Hotspot-“ und „Coldspot-Temperatur“ sowie Bainitanteile in denselben Punkten des Coils als Funktion der Abkühlzeit (BASIS+Cr)



Die Berechnung der Abkühlverläufe mit Hilfe des Coil-Modells erlaubt es insbesondere, Verteilung und Dicke der Bainitplatten abzuschätzen. Mithilfe von Gleichung (39) ist es möglich, die Plattendicke bei jeder Temperatur im Voraus zu berechnen. Die Mengen des in jedem Zeitschritt neu ausgeschiedenen Bainits in Verbindung mit der Dicke der Bainitplatten bietet Informationen über das gesamte Gefüge in Form einer Dichtefunktion der jeweils einzelnen Plattengrößen. Die Dichtefunktion kann dabei über eine Häufigkeitsverteilung ausgedrückt werden. Diese ist in Abbildung 45 dargestellt. Das Gefüge setzt sich - abhängig von der Haspeltemperatur - aus unterschiedlichen Dichten der einzelnen Plattendicken zusammen. Die entstehenden Platten werden mit einer Absenkung der Haspeltemperatur immer feiner. Die Dichtefunktion der Plattendicke wird bei niedrigeren Haspeltemperatur schlanker und näher in Richtung einer Dicke von  $0,05\ \mu\text{m}$  verschoben als dies bei höheren Haspeltemperatur der Fall ist. Bei einer Haspeltemperatur von  $500\ ^\circ\text{C}$  weist die Dichtefunktion die größte Dicke auf  $0,2\ \mu\text{m}$ . Derartige Funktionen beschreiben auch die Morphologie des Bainits qualitativ, und sie können als Grundlage zur Vorhersage der mechanischen Werkstoffeigenschaften dienen. Die rechnerisch ermittelten Gefügemorphologien werden im späteren Kapitel 6.6.8 evaluiert.

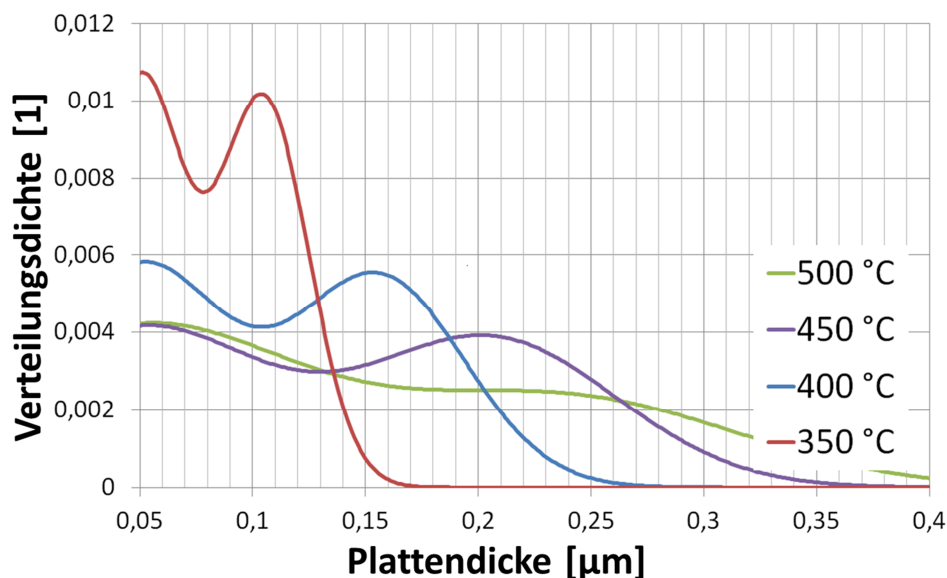


Abbildung 45: Häufigkeitsverteilung der Plattendicke in Abhängigkeit der HT

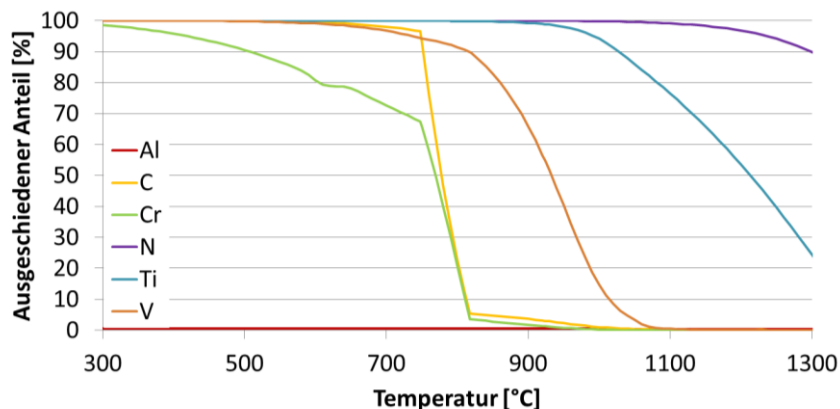
### 6.3 Lösungszustand und Minimalaufheiztemperatur

Die Wärmebedingungen stellen den Ausgangszustand des Gefüges für die Warmumformung dar. Dabei wird angestrebt, den notwendigen Lösungszustand, der für die Einstellung des Endgefüges und die damit verbundenen mechanischen Materialeigenschaften bedeutsam ist, herbeizuführen. Bei den untersuchten Stahlsorten stellte sich als Hauptbedingung die Notwendigkeit einer Auflösung der Chromcarbide und der MLE dar.

Mit Hilfe der thermodynamischen Berechnungen wurde daher die niedrigste Temperatur ermittelt, die zur Auflösung der C-haltigen Ausscheidungen (z. B. Cr-

Karbide) führt. Die Chromkarbide führen u. a. zu Bildung von Rissen, so dass die Ausscheidung derartiger Phasen möglichst zu vermeiden ist. Zudem sollten auch die Karbide der Mikrolegierungselemente (Ti, V, Al) aufgelöst werden, um den gebundenen Kohlenstoff in Lösung zu bringen.

Die Berechnungen wurden für alle chemischen Zusammensetzungen - wie in Kapitel 5.6.1 kurz beschrieben - durchgeführt. Als Beispiel einer solchen Berechnung ist die Darstellung in Abbildung 46 gegeben, die anderen Resultate sind im Anhang 12.2 zu finden. Alle Ergebnisse gelten dabei für den Gleichgewichtszustand.



**Abbildung 46:** Ausgeschiedener Anteil der Elemente im Stahl in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE

Aus den Diagrammen wurde diejenige Wärmtemperatur für die jeweilige Stahlsorte (Tabelle 12) ermittelt, die zur vollständigen Auflösung von Karbiden führt. Bei dem Mikrolegierungselement Titan wurde das ausgeschiedene Nitrid gezielt als kornwachstumshemmend zugegeben. Das trifft auch auf eine spätere Weiterverarbeitung, z. B. durch Schweißen, zu.

Die ersten beiden Schmelzen (BASIS und BASIS+Cr) weisen keinen messbaren Unterschied bezüglich der jeweiligen Lösungstemperatur auf, da in der Legierung BASIS+Cr die Menge an Chrom geringfügig erhöht wurde. Die ersten Chromausscheidungen lösen sich bei allen Legierungen schon bei 750 bis 800 °C. Ein homogener Austenit mit vollständig gelösten Aluminiumnitriden wird oberhalb von 1000 °C (BASIS) bzw. 1050 °C (BASIS+Cr) eingestellt.

Bei der Legierung BASIS+Cr+MLE ist die Auflösung kohlenstoffhaltiger Ausscheidungen bei ca. 1000 °C abgeschlossen. Sowohl chrom- als vanadinhaltige Ausscheidungen werden bis zur genannten Temperatur vollständig aufgelöst.

Das Zulegieren von Aluminium (BASIS+Cr+Al+MLE) ändert die Temperatur für eine vollständige Auflösung kohlenstoffhaltiger Ausscheidungen nicht. Bei 1000 °C ist der zuvor an Vanadin gebundene Kohlenstoff vollständig in Lösung. Dasselbe trifft auf die Schmelze mit geringerem Kohlenstoffgehalt zu (BASIS+Cr+MLE-C).

Bei Schmelze 6 mit geringem Mangangehalt ist diese Temperatur ebenfalls ermittelt worden. Die Ausscheidungen des Mikrolegierungselements Vanadin werden vollständig im Temperaturbereich zwischen 1000 und 1100 °C aufgelöst. Bei 1050 °C sind nur geringe Mengen an Vanadinausscheidungen < 5% erhalten (BASIS+Cr+MLE), die bei Erhöhung der Wärmtemperatur auf 1100 °C vollständig aufgelöst werden. Beim LE Titan sind die an Stickstoff gebundenen Ausscheidungen – in Abhängigkeit vom Titangehalt - im Temperaturbereich zwischen 1050 und 1100 °C bis maximal 25% aufgelöst.

**Tabelle 12:** Minimalaufheiztemperatur für jede Stahlsorte

Stahl:	Minimalwärmtemp.:	Bemerkung:
<b>BASIS</b>	1000 °C	Chromausscheidungen vollständig gelöst bei 750 °C
<b>BASIS+Cr</b>	1050 °C	Chromausscheidungen vollständig gelöst bei 800 °C
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	1000 °C	Vanadiumausscheidungen vollständig gelöst bei 1000 °C
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	1000 °C	Vanadiumausscheidungen vollständig gelöst bei 1000 °C
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	1075 °C	
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	1075 °C	kein Molybdän in Berechnungen

## 6.4 Heißsprödigkeit und Maximalwärmtemperatur

Ein hoher Kupfergehalt kann bei den untersuchten Legierungen zu Heißsprödigkeit führen. Daher ist die Wahl der maximalen Wärmtemperatur [45], die das ausgeschiedene Kupfer wieder in Lösung bringt und damit bei der Warmumformung die Heißsprödigkeit verursacht, von besonderer Bedeutung. In diesem Zusammenhang muss auch die Haltezeit beim Wärmen beachtet werden. Die entsprechenden Gründe sind bereits in Kapitel 2.3.2 genannt worden. Die Heißsprödigkeit der Versuchswerkstoffe wurde im Torsionstest geprüft, wobei die Prüfbedingungen in Kapitel 5.6.2 nachzulesen sind. Die in diesem Zusammenhang erzielten Prüfergebnisse sind – zusammen mit denen der metallographischen Oberflächenuntersuchung - im Anhang, Abschnitt 12.3, zusammengestellt.

Die Untersuchungen zeigen, dass bei allen untersuchten Legierungen, deren Proben bis 1050 und 1100 °C gewärmt wurden, der Bruchumformgrad (> 3) unabhängig von der gewählten Haltezeit war. Dies trifft auch auf die Prüfergebnisse bei 1150 °C von Proben der Legierung BASIS+Cr+MLE-Mn zu, die mit einem niedrigen Kupfergehalt von 0,6 % legiert wurde.

Bei den Legierungen 1 - 5 mit einem Kupfergehalt von 1,5% konnte man den hohen Bruchumformgrad von 3 nach dem Wärmen bei 1150 °C nur bei Haltezeiten von 15, 30 und 60 min. erzielen. Bei einer Haltezeit von 120 min. hingegen wurde das Bruchumformvermögen deutlich beeinträchtigt: Hiernach war es nur noch möglich, Bruchumformgrade bis zur Stufe 2 zu realisieren.

Eine Wärmtemperatur von 1200 °C wirkte sich - mit Ausnahme von Proben der Legierung BASIS+Cr+MLE, BASIS+Cr+Al+MLE, BASIS+Cr+MLE-C - bei allen Haltezeiten in Form einer merklichen Absenkung des Bruchumformgrades aus. Ursache hierfür ist die Kupferheißsprödigkeit, die unter den gewählten Bedingungen zu flüssigem Kupfer im Bereich zwischen Zunder und Metall geführt hat. Dies ist in den licht-

mikroskopischen Gefügebildungen aus dem Zunderbereich der jeweiligen Proben (s. Anhang 12.3) anhand der Ergebnisse aus Torsionsversuchen gezeigt.

Aufgrund dieser Erkenntnisse sind für die jeweiligen Werkstoffe Wärmebedingungen festgelegt worden, die in der nachfolgenden Tabelle 13 als Zusammenstellung dargestellt sind.

**Tabelle 13:** Maximale Wärmtemperatur für Austenitisierung

Stahl:	Maximalwärmtemperatur:
<b>BASIS</b>	1150 °C
<b>BASIS+Cr</b>	1150 °C
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	1150 °C
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	1150 °C
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	1150 °C
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	1200 °C

Mit Ausnahme des Stahls BASIS+Cr+MLE-Mn kann die maximale Wärmtemperatur der Stranggussbrammen im Ofen bei Wärmzeiten von 120 min. 1150 °C betragen. Eine Absenkung des Kupfergehaltes auf 0,6 % erlaubt es, die Wärmtemperatur auf 1200 °C zu erhöhen.

## 6.5 Verfestigungs- und Entfestigungskinetik des Austenits

### 6.5.1 Fließkurven und dynamische Entfestigung

Fließkurven, die das dynamische Verfestigungs- und Entfestigungsverhalten eines Stahls bei Warmumformung beschreiben, sind einerseits zur Berechnung der energetischen Warmwalzparameter erforderlich, andererseits geben sie Auskunft über die Art der dynamischen Entfestigungskinetik sowie den kritischen Umformgrad, der zur Planung weiterer Fertigungsschritte Beachtung finden muss. Mit ihrer Hilfe kann der Anteil der dynamischen Rekristallisation berechnet werden.

Die Untersuchungsbedingungen sind in Kapitel 5.6.3, die Mess- und Auswertungsmethoden in [51] beschrieben. Die um Temperaturschwankung und Reibungseinfluss korrigierten Daten wurden zur Ermittlung der mathematischen Gleichung (74), die eine Beschreibung der Fließkurven erlaubt, eingesetzt. Diese  $\sigma$ -Gleichung besteht aus einer Kombination von zwei Hensel-Spittel Ansätzen, welche jeweils unterschiedliche Teile einer Fließkurve beschreiben. Ein erster Ansatz [mit 6 Anpassungskoeffizienten  $HS_a$ ] bildet vorwiegend den Kurvenbereich mit der Verfestigung (Beginn der Fließkurve) ab und ein zweiter [mit 4 Anpassungskoeffizienten  $HS_b$ ] den Abschnitt, bei dem sich Entfestigungs- und Verfestigungsprozesse im Gleichgewicht befinden. Die resultierende Fließkurve ist daher die Summe beider Modelle [s. Gleichung (74)], welche zudem mithilfe der Funktion  $\delta_{HS}$  [s. Gl. (77)] um die Entfestigungsmechanismen erweitert wurde:

$$\sigma = (1 - \delta_{HS}) \cdot HS_a + \delta_{HS} \cdot HS_b \quad (74)$$

Die Funktion  $\delta_{HS}$  beschreibt den Übergang zwischen den beiden Bereichen einer Fließkurve. Der erste Teil betrifft die Verfestigung und der zweite das Gleichgewicht zwischen Verfestigung und Entfestigung. Die beiden Gleichungen (75) und (76) beschreiben die funktionale Abhängigkeit einer Fließspannung im Zusammenhang mit der Austenitisierungstemperatur, d.h. der Ausgangskorngröße,  $\vartheta_\gamma$  (in °C), Umformtemperatur  $\vartheta$  (in °C) und Umformgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  (in s<sup>-1</sup>) sowie des  $\varphi$ . Die zu den Fließkurven angepassten Koeffizienten sind in den Tabelle 14 und 15 zusammengestellt. Die Dimensionierung der Fließspannung erfolgt in MPa.

$$HS_a = A_a \cdot \vartheta_\gamma^{m_a} \cdot e^{-m_{a1} \cdot \vartheta} \cdot \varphi^{m_{a2} \cdot \vartheta_\gamma^{m_{a\varphi}}} \cdot \dot{\varphi}^{m_{a3}} \quad (75)$$

**Tabelle 14:** Anpassungskoeffizienten für den  $HS_a$  Ansatz

Stahl	$A_a$	$m_a$	$m_{a\varphi}$	$m_{a1}$	$m_{a2}$	$m_{a3}$
<b>BASIS</b>	2235	0,068806	-0,02091	0,00264	0,2668	0,0904
<b>BASIS+Cr</b>	1235	0,175001	-3,0E-07	0,00272	0,2220	0,0939
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	2746	0,009694	-1,5E-06	0,00249	0,2041	0,1074
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	2952	0,013171	-2,2E-05	0,00255	0,2061	0,1018
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	2772	0,032391	-0,03039	0,00233	0,3390	0,0689
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	2941	2,93E-07	-1,4E-05	0,00272	0,1071	0,0936
<b>BASIS+Cr+Ni+MLE</b>	2999	0,023101	-1,4E-05	0,00283	0,1295	0,0976
<b>BASIS+Cr+Si-C</b>	2992	4,11E-05	-0,02187	0,00231	0,2217	0,0887

$$HS_b = A_b \cdot e^{-m_{b1} \cdot \vartheta} \cdot \varphi^{m_{b2}} \cdot \dot{\varphi}^{m_{b3}} \quad (76)$$

**Tabelle 15:** Anpassungskoeffizienten für den  $HS_b$  Ansatz

Stahl	$A_b$	$m_{b1}$	$m_{b2}$	$m_{b3}$
<b>BASIS</b>	3651	0,0040	0,3043	0,1620
<b>BASIS+Cr</b>	3505	0,0041	0,3543	0,1423
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	5948	0,0043	0,1205	0,0576
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	6203	0,0043	0,1890	0,0595
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	8070	0,0050	0,3833	0,1059
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	8080	0,0045	0,2160	0,0562
<b>BASIS+Cr+Ni+MLE</b>	5082	0,0040	0,2727	0,1200
<b>BASIS+Cr+Si-C</b>	6595	0,0045	0,3419	0,0358

Die Gewichtsfunktion  $\delta_{HS}$  kann anhand von Gleichung (77) ermittelt werden. In ihr sind die Einflüsse der Austenitisierungstemperatur, d.h. Ausgangskorngröße,  $\vartheta_\gamma$  (in °C), Umformtemperatur  $\vartheta$  (in °C), Umformgeschwindigkeit  $\dot{\varphi}$  (in s<sup>-1</sup>) und der Umformgrad  $\varphi$  berücksichtigt.

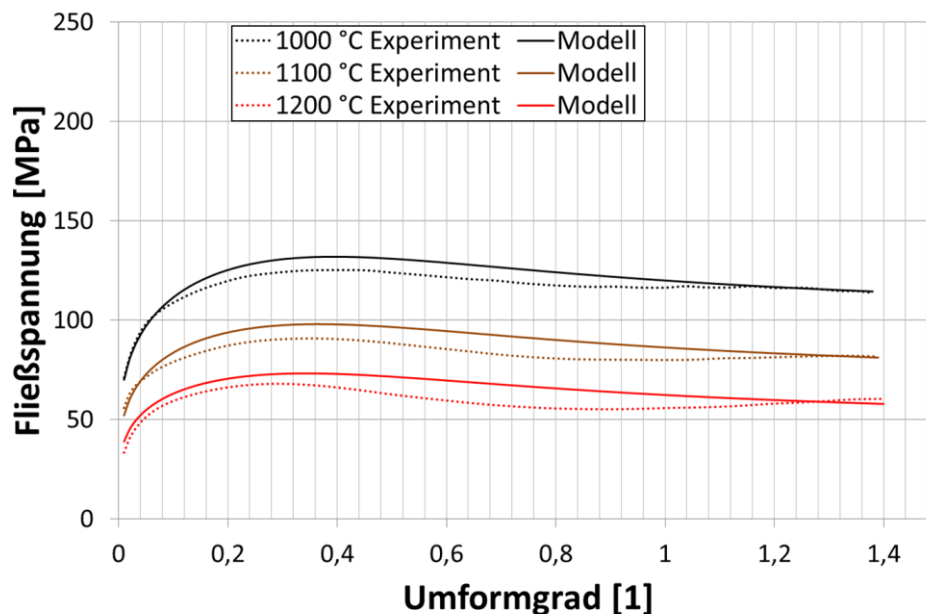
$$\delta_{HS} = 0.5 + \frac{1}{\pi} \cdot \tan^{-1} \left[ w_1 \cdot \vartheta^{-w_2} \cdot (\varphi - \varphi_k \cdot \vartheta_\gamma^{w_\gamma} \cdot \dot{\varphi}^{w_4}) \right] \quad (77)$$

**Tabelle 16:** Anpassungskoeffizienten für die  $\delta_{HS}$ -Funktion

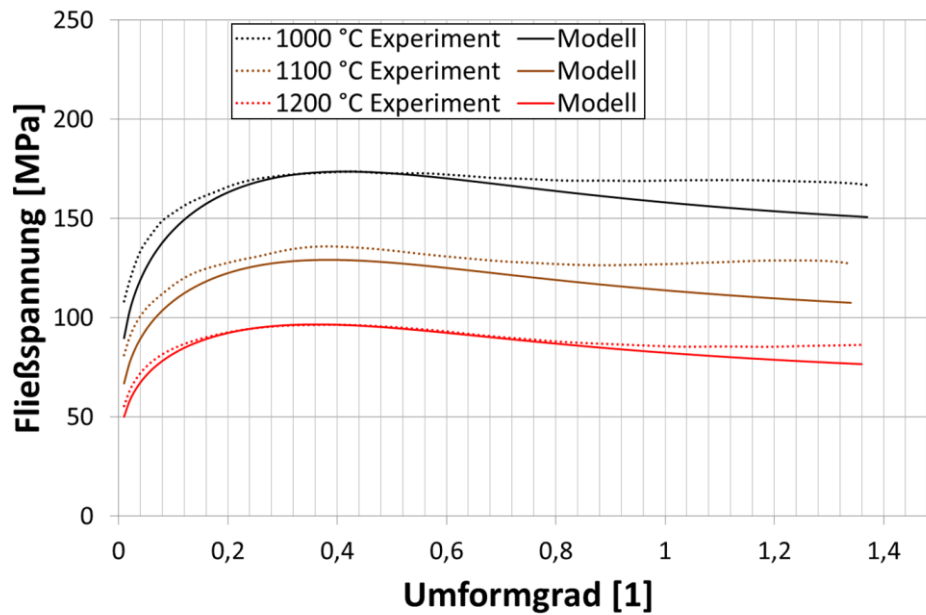
Stahl	$w_1$	$w_2$	$w_4$	$w_\gamma$	$\varphi_k$
BASIS	1,7623	0,000137	0,04687	0,020948	0,374588
BASIS+Cr	1,4468	0,000137	0,02194	0,020958	0,366902
BASIS+Cr+MLE	1,4344	0,000371	0,04150	0,020948	0,396683
BASIS+Cr+Al+MLE	1,4357	0,000165	0,04940	0,020965	0,350983
BASIS+Cr+MLE-C	1,5206	0,000190	0,11654	0,020948	0,293607
BASIS+Cr+MLE-Mn	1,8182	0,000708	0,01952	0,023576	0,739334
BASIS+Cr+Ni+MLE	2,0000	0,000160	0,01440	0,020947	0,567274
BASIS+Cr+Si-C	1,3796	0,000276	0,04095	0,020949	0,409927

Alle Modelle wurden numerisch mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate angepasst. Deren Korrelationswert zeigt eine sehr gute Anpassung. Der Wert liegt beispielsweise für BASIS bei 0,996 und für BASIS+Cr bei 0,996. Bei anderen Legierungen wird dieser Wert nie kleiner als 0,993. Ein Vergleich der berechneten und gemessenen Fließkurven ist in den Abbildungen 47 bis 49 dargestellt.

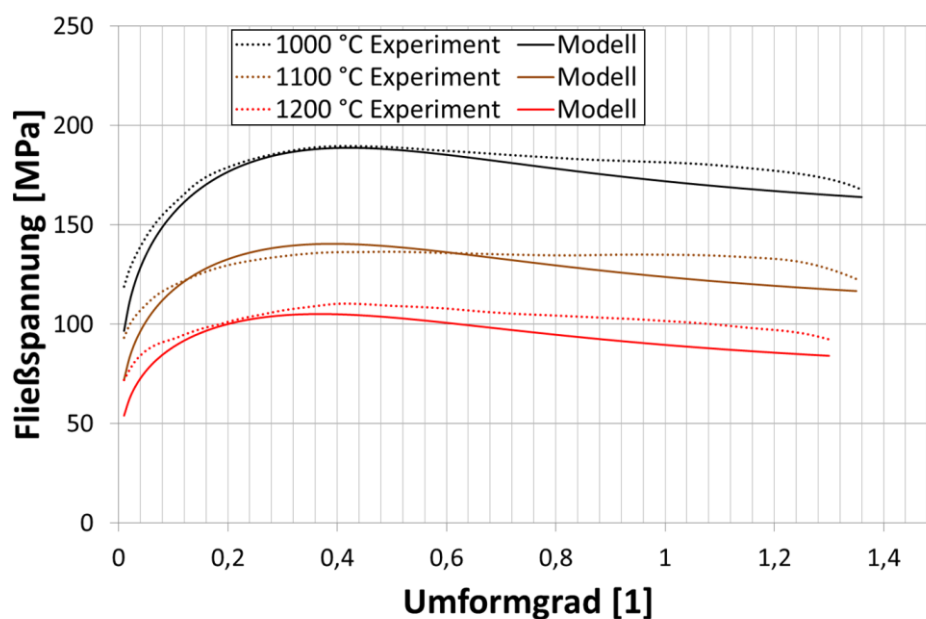
Anhand dieser Modelle ist es möglich, die Fließspannungen der Legierungskonzepte bei unterschiedlichen Bedingungen miteinander zu vergleichen und zu analysieren. Die daraus resultierenden Untersuchungsergebnisse werden in diesem Kapitel später zur Analyse der Umwandlungsbedingungen genutzt.



**Abbildung 47:** Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von  $1 \text{ s}^{-1}$



**Abbildung 48:** Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von  $10 \text{ s}^{-1}$

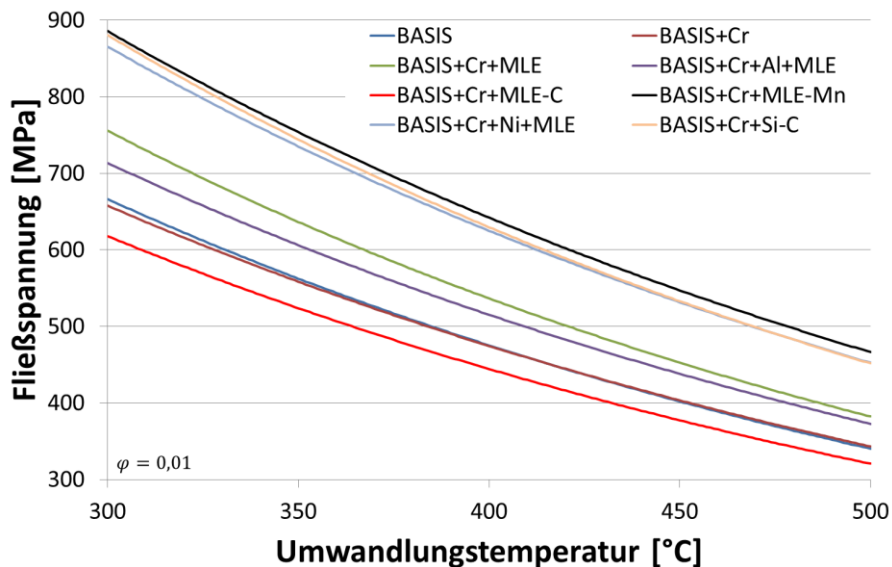


**Abbildung 49:** Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von  $20 \text{ s}^{-1}$

Mit Hilfe der Modellierung von Fließkurven der untersuchten Legierungen ist es möglich, die Fließspannung der einzelnen Stahlsorten auf die für eine Umwandlung in Bainit interessanten Temperaturbereiche zu extrapolieren. Dazu wurden zwei Extrapolationen bei einer Umformgeschwindigkeit von  $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ , einer Austenitisierungstemperatur von 900 °C, für zwei unterschiedliche Umformgrade  $\varphi = 0,01$  und  $0,3$ , sowie für einen Temperaturbereich von 300 bis 500 °C vorgenommen. Diese Bedingungen träten im Austenit während einer bainitischen Umwandlung an der Phasen-



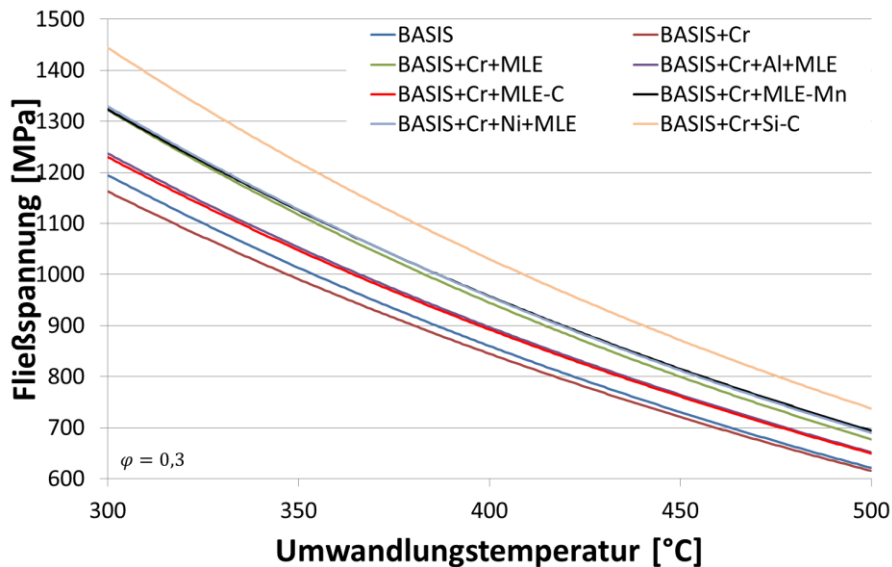
grenze zwischen Austenit und Bainitnadeln auf. Der erste Umformgrad von  $\varphi = 0,01$  repräsentiert die Anfangsfließspannung und der zweite von  $\varphi = 0,3$  steht für die maximal mögliche Umformung der Matrix bei bainitischer Umwandlung. Aus beiden Diagrammen (Abbildungen 50 und 51) ist zu entnehmen, dass die Legierung BASIS+Cr+MLE-C die niedrigste Austenit-Fließspannung im gesamten Temperaturintervall aufweist (s. Abbildung 50). Dies ist auf den niedrigen Kohlenstoffgehalt zurückzuführen. Die höchste Austenit-Fließspannung ergab sich bei der Legierung BASIS+Cr+MLE-Mn infolge des Ersatzes des LE Mangan durch das Element Chrom.



**Abbildung 50:** Fließspannung bei einem Umformgrad von  $\varphi = 0,01$  sowie einer Umformgeschwindigkeit von  $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ ; alle Untersuchungen der Stähle im Temperaturbereich der Bainitumwandlung

Die Umformung des Austenits zeigt, dass dessen Verfestigung legierungsabhängig ist, und dass sich die Reihenfolge der Fließspannungen bei den unterschiedlichen Schmelzen verändert hat (vgl. Abbildung 51). Die Form-änderung bei einem Umformgrad  $\varphi = 0,3$  bewirkte, dass nunmehr die niedrigsten Fließspannungen bei den Experimentalwerkstoffen BASIS+Cr sowie BASIS - welche ohne Zusatz von MLE hergestellt wurden - auftraten. Die höchste Festigkeit hingegen wurde nun bei der Legierung BASIS+Cr+Si-C nachgewiesen. Diese Veränderungen sind auf das unterschiedliche Verfestigungsverhalten der analysierten Materialien zurückzuführen. Der Werkstoff BASIS+Cr+Si-C wies in diesem Zusammenhang den höchsten  $m_{a2}$  Koeffizienten von 0,339 auf.





**Abbildung 51:** Fließspannung bei einem Umformgrad von  $\varphi = 0,3$  sowie einer Umformgeschwindigkeit von  $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ ; alle Untersuchungen der Stähle im Temperaturbereich der Bainitumwandlung

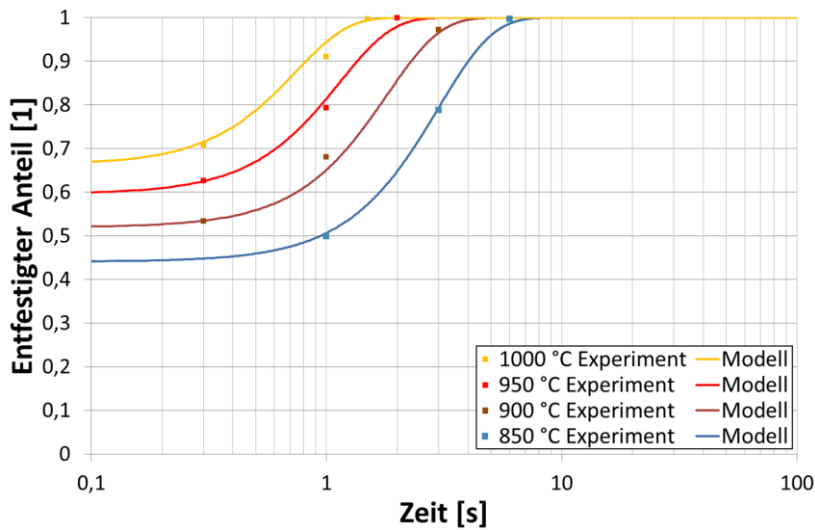
Die bis zur Umformtemperatur  $\vartheta = 300 \text{ °C}$  extrapolierten Festigkeiten bei beiden Umformgrade  $\varphi = 0,01$  und  $0,3$  ermöglichen eine Aussage über die Stärke einer Verfestigung der jeweiligen Austenitmatrix. Eine derartige Verfestigung begrenzt das Wachstum der einzelnen Bainitplatten, so dass diese nur bis zu einer definierten Größe wachsen können; diese Abhängigkeit wurde bereits in Kapitel 6.2 dargestellt.

### 6.5.2 Statische Entfestigung

Ziel der Untersuchungen zur statischen Entfestigung (Versuchsbedingungen: s. Kapitel 5.6.4) war es, das Verhalten der Werkstoffe während und nach einer mehrstufigen Warmumformung mit konstanter Umformfolge von  $\varphi = 0,8$ ,  $0,36$  und  $0,23$  in drei Stufen und Pausenzeiten von  $t = 20$  bzw.  $1 \text{ s}$  zwischen den Umformstufen zu simulieren, um damit die Entwicklung des Austenitzustandes vor Beginn der beschleunigten Abkühlung (und weiter auch während der Temperaturabnahme) bis zum Haspeln zu bestimmen. Die erste Umformung bei  $1050 \text{ °C}$  sowie eine Haltezeit von 20 Sekunden sollen den Zustand nach dem Vorwalzen darstellen und die zweite Umformung mit zwei Umformgraden, zuzüglich der eingefügten Pausenzeit von  $1 \text{ s}$ , bildet den Zustand nach den letzten beiden Gerüsten der Fertigtrasse ab. Die statische Entfestigung wurde mittels isothermer Versuchsführung und Variation der Haltezeit auf Umformtemperatur von  $1$ ,  $3$  und  $10 \text{ s}$  gemessen. Die jeweils zugrunde gelegten Umformtemperaturen betrugen  $1000$ ,  $950$ ,  $900$  und  $850 \text{ °C}$ .

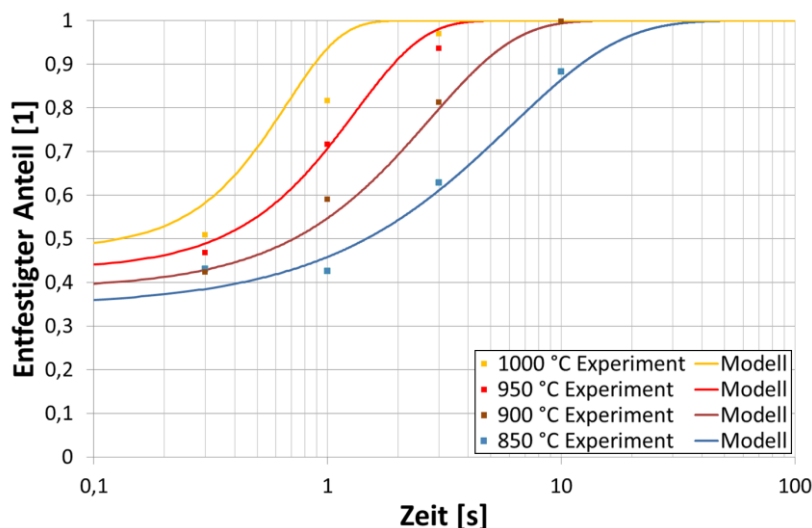
In den Diagrammen (Abbildungen 52 bis 55) sind die Ergebnisse zur statischen Entfestigungskinetik zusammengefasst. In Abbildung 52 ist der Temperatureinfluss auf die statische Entfestigung der BASIS-Schmelze zu erkennen. Eine vollständige Entfestigung des Austenits erfolgt bei den gewählten Temperaturen in einer Phase zwischen  $2$  und  $7 \text{ Sekunden}$ . Es ist daher davon auszugehen, dass trotz niedriger Umformtemperatur von  $850 \text{ °C}$  dieser Stahl während des Fertigwalzens und bis zum Beginn der beschleunigten Abkühlung vollständig entfestigt. Dies ist allerdings von

der Walzgeschwindigkeit abhängig und trifft auf die zwei niedrigsten Umformtemperaturen zu.



**Abbildung 52:** Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation

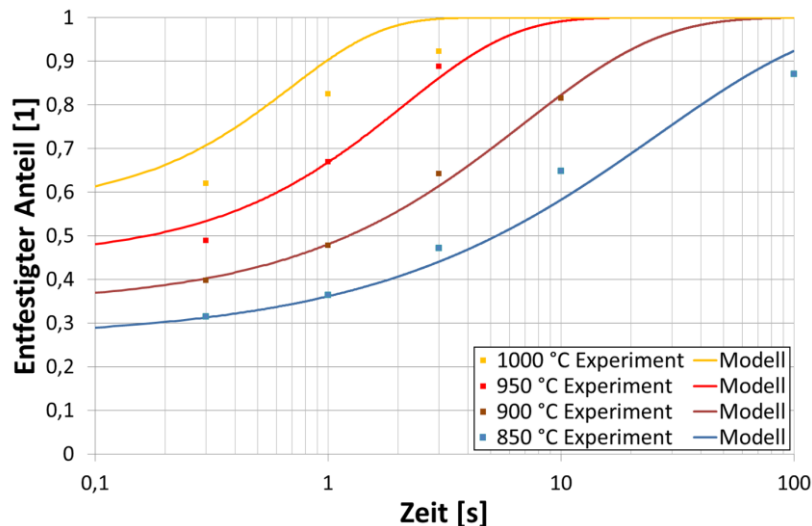
Durch eine Erhöhung des Cr-Gehaltes von 0,5 auf 0,9 % verzögern sich die Entfestigungsvorgänge im Stahl derart, dass bei der tiefen Umformtemperatur von 850 °C anstelle von 7 ca. 35 s benötigt werden, um den Austenit vollständig zu entfestigen. Diese Verzögerung trifft auf alle Versuche mit diesem Stahl unterhalb einer Umformtemperatur von 950 °C zu. Der Betrag der Verzögerung ist von der Umformtemperatur abhängig (s. Abbildung 53), und diese Verlangsamung wiederum hängt mit der Ausscheidung von Chromkarbiden zusammen.



**Abbildung 53:** Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation

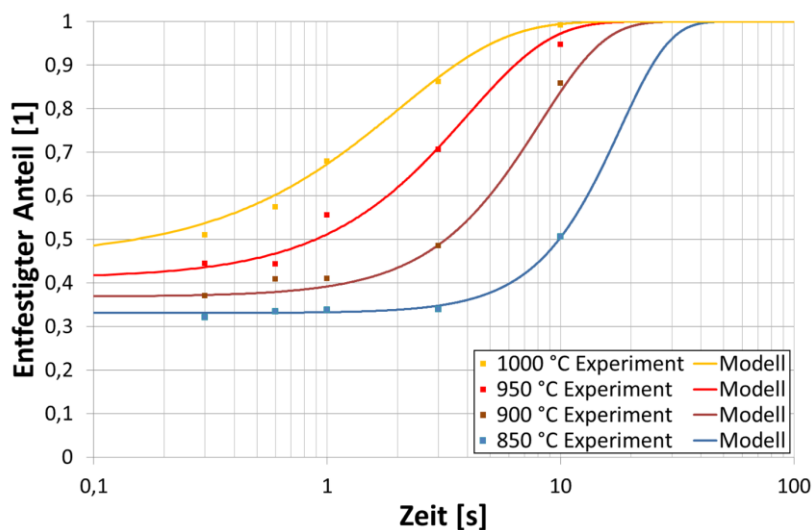
In Abbildung 54 ist die Entfestigungskinetik für den Stahl BASIS+Cr+MLE mit 0,01 % Ti und 0,1% V gezeigt. Die Zugabe der beiden Mikrolegierungselemente hat - bereits neben der aus einer Cr-Zulegierung resultierenden Verzögerung der Entfes-

tigungskinetik - zu einer weiteren Beeinträchtigung geführt. Das betrifft insbesondere die tieferen Umformtemperaturen von 900 °C bzw. 850 °C. Im Falle von 900 °C wird ein vollständig entfestigter Austenit erst nach 50 Sekunden erreicht und bei 850 °C konnte selbst bei einer Haltezeit von 100 Sekunden keine vollständige Entfestigung mehr erreicht werden.



**Abbildung 54:** Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr+MLE nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation

In Abbildung 55 sind die Ergebnisse des Konzepts: BASIS+Cr+MLE-Mn mit geringerem Mangan- und Kupfergehalt dargestellt. Durch das Absenken der Legierungsgehalte beider Elemente wird ein vollständig entfestigter Austenit früher als bei der Schmelze BASIS+Cr+MLE erreicht. Allerdings ist die Kinetik eine andere: Der erste Bereich der Entfestigungskurve, der der Erholung zuzuordnen ist, erstreckt sich über einen längeren Zeitraum. Danach findet eine schnellere Entfestigung (Rekristallisation) statt, die sich in steileren Kurvenverläufen äußert.



**Abbildung 55:** Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation

Anhand einer Auswertung der statischen Entfestigung nach einer mehrstufigen Umformsimulation des Walzprozesses konnte gezeigt werden, dass es bei niedrigeren Endwalztemperaturen von 850 °C zu einer Verlangsamung und sogar bis hin zur Unterdrückung der Entfestigung kommen kann.

### 6.5.3 Einflüsse anisothermer Bedingungen auf den berechneten entfestigten Anteil der ausgewählten Stähle

Bei den betrieblichen Vorgängen folgt der Warmumformung und einem kurzzeitigen Abkühlen an Luft eine beschleunigte Kühlphase des Warmbandes mit Wasser. Die sich dabei ergebende Abkühlgeschwindigkeit im Bandinneren ist von den Banddicken abhängig. Während des Kühlens können deshalb auch weiterhin Entfestigungsvorgänge im Austenit ablaufen, sodass die  $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung aus unterschiedlich entfestigtem Austenit erfolgen kann.

Ausgehend von den Daten zur statischen Entfestigung der vier Stahlsorten, welche rekristallisationsbeeinflussende Varianten der chemischen Zusammensetzung aufweisen (s. Kap. 6.6.4), können die Entfestigungskinetiken, die ausschließlich für die gewählten Umformbedingungen gelten, mithilfe des JMAK-Modells beschrieben werden. Die zur mathematischen Beschreibung der Entfestigungsverläufe der vier Stahlsorten erforderlichen Koeffizienten sind in Tabelle 17 zusammengefasst.

Zur Anpassung des JMAK-Ansatzes wurde Gleichung (78), bei der auch die Kristallerholung mit berücksichtigt wird, gewählt [100]. Der erste Term beschreibt dabei die mit der Haltezeit und Temperatur steigenden Rekristallisationsanteile und der zweite den Bereich einer mit zunehmender Temperatur stattfindenden Erholung:

$$\text{Entfestigter Anteil [Ent]} = \left( 1 - \exp \left[ - \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^n \right] \right) \cdot (1 - \omega) + \omega, \quad (78)$$

$$n = n_a \cdot (T - 273)^{n_b}; \quad t_{0,5} = A \cdot \exp \left[ \frac{Q}{R T} \right], \quad (79)$$

$$\omega = \frac{\text{ArcTan}[(T - \text{Rec}_a) \cdot \text{Rec}_b]}{\pi} + 0.5, \quad (80)$$

wobei  $T$  die absolute Temperatur in K,  $t$  die Zeit in s und  $R$  die Gaskonstante in  $\frac{\text{J}}{\text{mol K}}$  sind.

Tabelle 17: Anpassungskoeffizienten

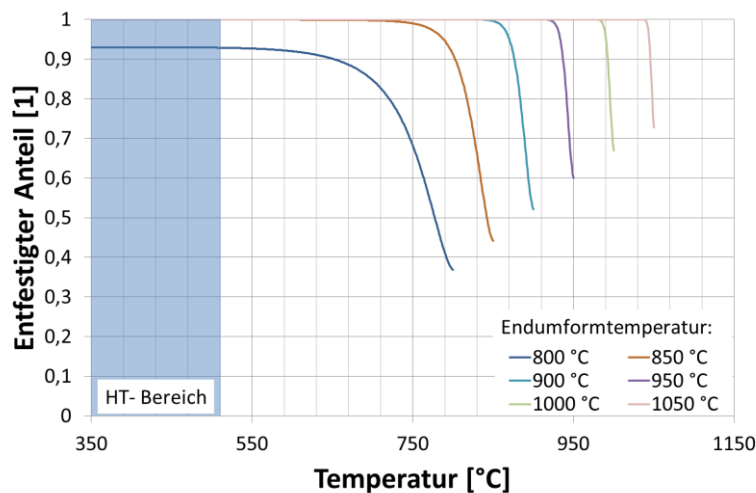
Stahl:	$A$	$Q$	$n_a$	$n_b$	$\text{Rec}_a$	$\text{Rec}_b$
<b>BASIS</b>	$2.08936 \times 10^{-5}$	75494	$3.3111 \times 10^{-1}$	0.2582	1161	0.0050
<b>BASIS+Cr</b>	$4.1866 \times 10^{-8}$	175494	$2.7182 \times 10^{-13}$	4.2769	1299	0.0030
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	$1.2450 \times 10^{-12}$	286239	$6.8999 \times 10^{-12}$	3.7346	1245	0.0075
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	$1.6559 \times 10^{-7}$	172772	$1.1821 \times 10^{14}$	-4.6980	1319	0.0030

Der statische Entfestigungsbeitrag bei einer beschleunigten Abkühlung mit 10 K/s wurde mithilfe der angepassten Gleichungen sowie einer Treppen-Methode

[Gleichung (49)] berechnet. Somit kann der Austenitzustand unmittelbar vor dem Einsetzen der  $\gamma \rightarrow \alpha$ -Umwandlung ermittelt werden. Die Abkühlgeschwindigkeit wurde in Dilatometerversuchen bestimmt, s. Kapitel 6.5.4.

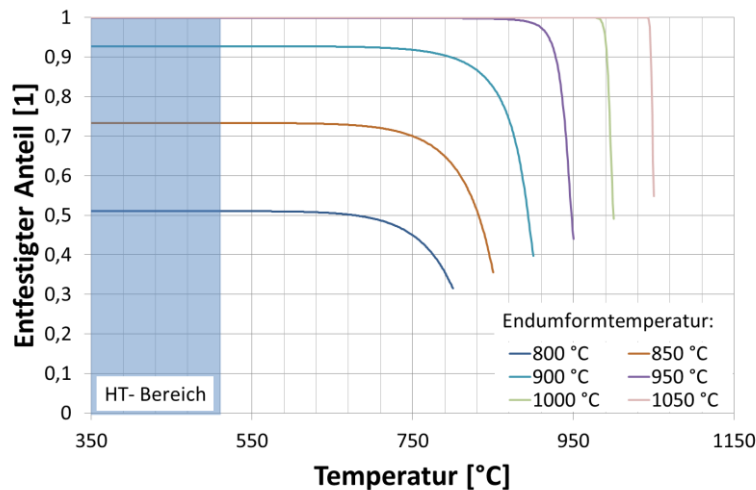
In den Abbildungen 56 bis 59 sind die rechnerischen Ergebnisse der temperaturabhängigen Austenit-Entfestigung für unterschiedliche Endumformtemperaturen bei der Abkühlung mit 10 K/s dargestellt.

Abbildung 56 zeigt den entfestigten Anteil bei kontinuierlichem Abkühlen der BASIS-Legierung mit 10 K/s. Die Unterschiede hinsichtlich der Entfestigung sind bei einer Endumformtemperatur (entspricht Endwalztemperatur) von 800 °C merklich zu erkennen. Während eine Umformung oberhalb von 850 °C zur vollständigen Entfestigung führt, weist eine Umformung bei 800 °C keine vollständige Entfestigung des Werkstoffs mehr auf.



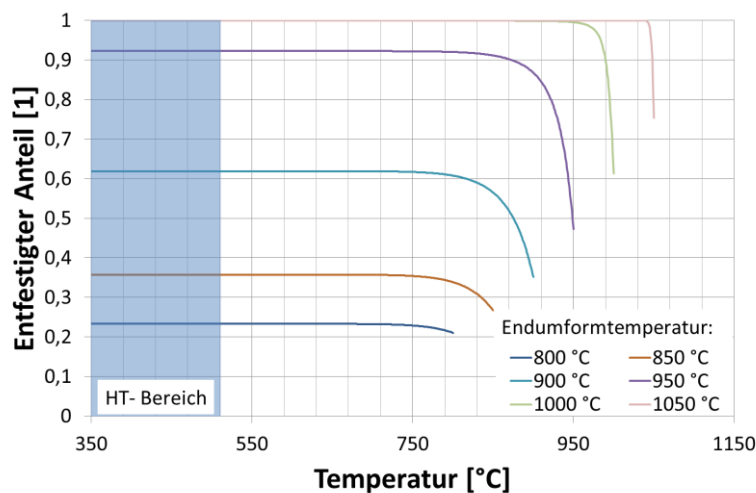
**Abbildung 56:** Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS)

Durch Zugabe von Chrom wird die Selbstdiffusion von Eisen unterdrückt, was zu einer Verzögerung der Entfestigung im Vergleich zur Legierung BASIS führt (Abbildung 57). Eine vollständige Entfestigung findet aus diesem Grunde erst nach Abkühlung aus einer Umformtemperatur von 950 °C statt.



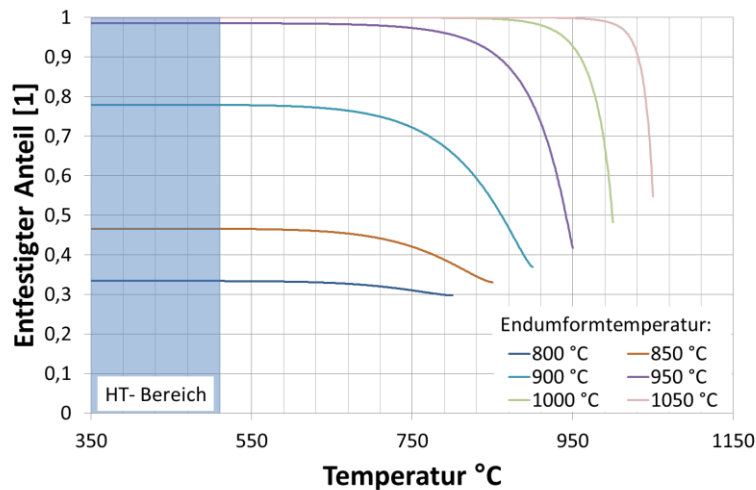
**Abbildung 57:** Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr)

Eine weitere Verzögerung der Entfestigung verursachen - neben den Chromkarbiden - die verformungsinduzierten Ausscheidungen von MLE, die während der Umformung auftreten, z. B. scheiden sich Vanadiumverbindungen bei einer Temperatur von 1050 °C aus, und dieser Vorgang setzt sich mit weiterer Absenkung der Temperatur fort (s. Anhang, Abbildung 97). Die Wirkung der MLE-Ausscheidungen ist ab einer Temperatur von 950 °C und niedriger deutlich zu erkennen (vgl. Abbildung 58). Die beiden Legierung BASIS+Cr+MLE und BASIS+Cr+MLE-Mn weisen die mit Abstand größten Verzögerungen der Entfestigung im Vergleich zu den Legierungen ohne Zugabe von MLE bzw. Cr auf (s. Abbildungen 56 und 57).



**Abbildung 58:** Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr+MLE)

Eine zusätzliche Zugabe des Elements Mangan führt ebenfalls zur Verzögerung der Entfestigung. Die vollständige Entfestigung einer solchen Stahlsorte findet erst ab einer Umformtemperatur von 1000 °C oder höher statt.



**Abbildung 59:** Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr+MLE-Mn)

#### 6.5.4 Bestimmung des Umwandungsverhaltens während des Wärmens und nach einer Umformung bei kontinuierlicher Abkühlung

##### Wärmen

Im Zuge des Wärmens werden die Temperaturbereiche der  $\alpha$ - $\gamma$ -Umwandlung ( $Ac_1$  und  $Ac_2$ ) durchschritten. Diese Temperaturmarken wurden bei einer Aufheizgeschwindigkeit von 2 K/s ermittelt. Die angewendeten Versuchsbedingungen sind in Kapitel 5.6.5 dargestellt. Die entsprechenden Wärmegrade der 6 untersuchten Stahlsorten sind in Tabelle 18 aufgeführt. Die Darstellung in dieser Tabelle zeigt, dass - abhängig von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung - eine Umwandlung im Temperaturbereich zwischen 720 und 760 °C beginnt. Ein vollständig austenitisiertes Gefüge liegt - ebenfalls abhängig von der Legierungszusammensetzung - bei Temperaturen zwischen 798 und 910 °C vor.

**Tabelle 18:** Zusammenstellung der Umwandlungstemperaturen beim Wärmen

Stahl:	$Ac_1$ [°C]	$Ac_3$ [°C]
BASIS	727	798
BASIS+Cr	720	865
BASIS+Cr+MLE	728	812
BASIS+Cr+Al+MLE	737	883
BASIS+Cr+MLE-C	738	910
BASIS+Cr+MLE-Mn	760	822

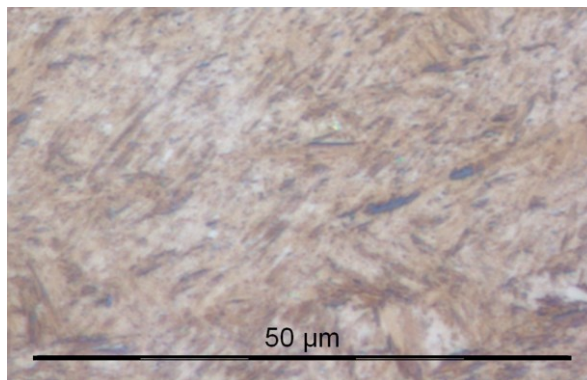
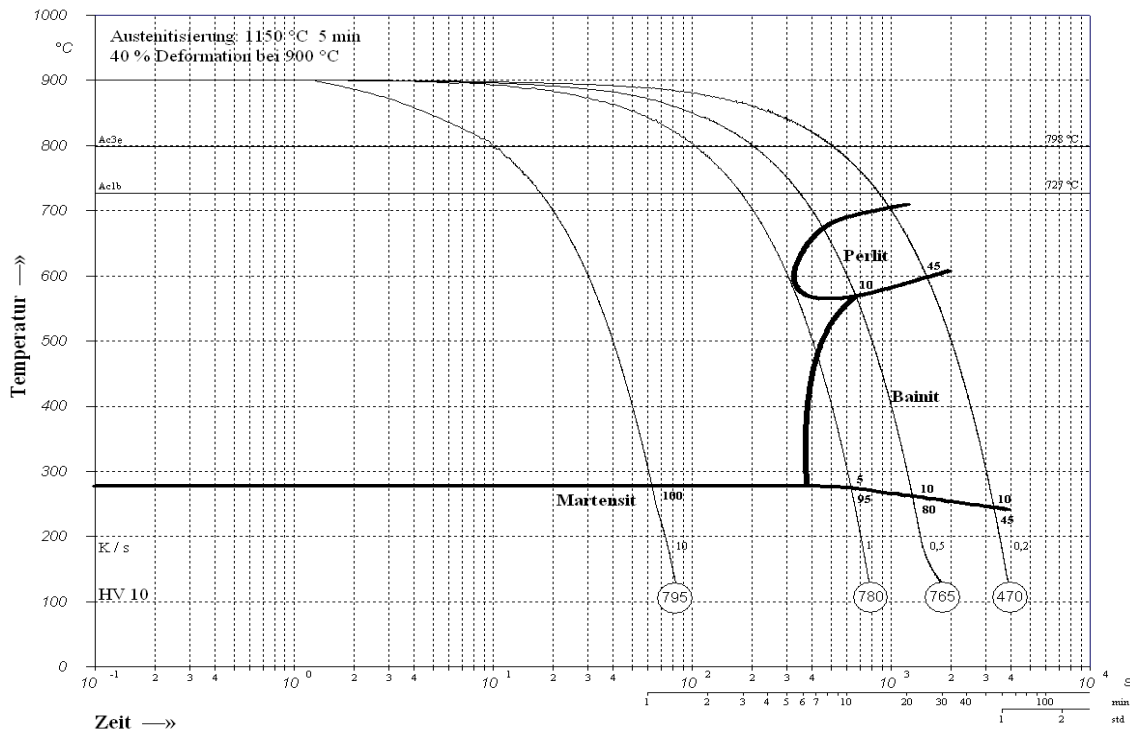
Die Unterschiede zwischen den einzelnen Legierungen bei  $Ac_1$ - und  $Ac_3$ -Temperaturen sind auf Veränderungen der Umwandlungskinetik zurückzuführen. Dafür sind vor allem der Kohlenstoffgehalt sowie die Anteile des Cr und der MLE verantwortlich. Außer Mn binden die enthaltenen Legierungselemente einerseits den Kohlenstoff in Form von Karbiden, deren Auflösung wiederum temperaturabhängig ist und die legierungsspezifische  $A_{c1}$  und  $A_{c3}$ -Temperatur verändert. Auf der anderen Seite verursacht Mn eine Erweiterung des Austenitgebiets. Die höchste Temperatur des Beginns der Umwandlung in Austenit (nämlich 760 °C) weist die Legierung mit

einem C-Gehalt von 0,5 % und Zulegierung von Cr (1,3%) und abgesenkten Mn-Gehalt (0,4 %) auf. Allerdings ist bei einer derartigen Legierung die genannte Umwandlung auch bereits bei 822 °C abgeschlossen. Dieser Stahl weist demnach das engste Temperaturintervall zwischen  $A_{c_1}$  und  $A_{c_3}$  auf. Das breiteste Temperaturintervall dagegen weist die Legierung mit einem auf 0,3 % abgesenkten C-Gehalt und den ausscheidungsbildenden Elementen Chrom sowie MLE auf.

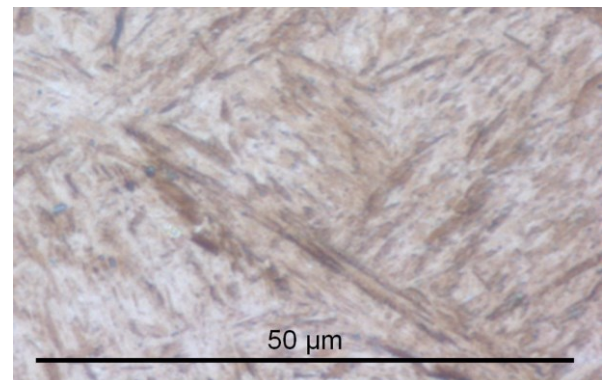
### **Abkühlen nach Warmumformung**

Im Zuge einer weiteren Abkühlung im Anschluss an die Endumformung findet die  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlung statt. Diese ist vom Austenitzustand und der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Sie lag im Bereich zwischen 0,1 bis 10 K/s (hier: bis zu vier Abkühlgeschwindigkeiten). Den jeweiligen Dilatationskurven wurden die Temperaturen für den Beginn der  $\gamma$ - $\alpha$ -Umwandlungen sowie diejenigen der Entstehung von Ferrit, Perlit, Bainit oder Martensit entnommen. Unter Anwendung der Kenntnis dieser Temperaturen wurden die UZTU-Diagramme (im Anhang 12.4, sowie Abbildung 60 beispielhaft) angefertigt.

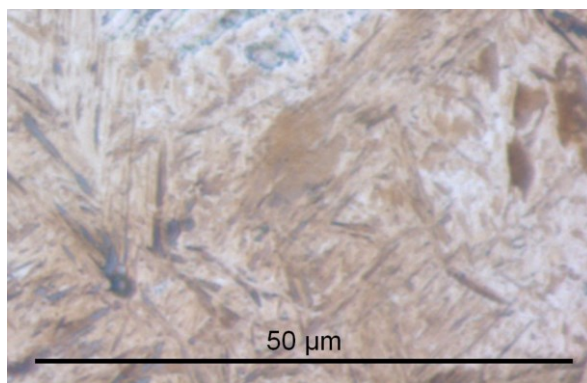




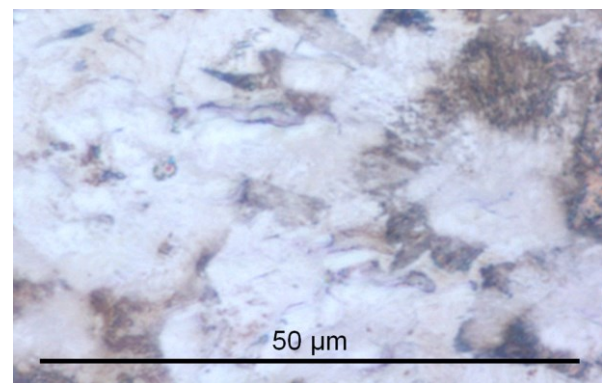
10 K/s



1 K/s



0,5 K/s



0,2 K/s

**Abbildung 60:** UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS bei unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten

Bei allen untersuchten Stählen tritt während einer Abkühlung mit Geschwindigkeiten von 1 K/s und höher eine vollständige martensitische Umwandlung auf. Bei ge-

ringeren Abkühlgeschwindigkeiten dagegen nehmen die Anteile härtender Phasen (Martensit, Bainit) ab und die Ferrit- sowie Perlitanteile zu (hier Abbildung 60 nur Perlit zu sehen).

Aus den Erkenntnissen des Umwandlungsverhaltens kann die minimal erforderliche Abkühlgeschwindigkeit zur Realisierung eines Gefüges ohne Perlit abgeleitet werden. Die entsprechenden Werte sind in Tabelle 19 zusammengestellt.

**Tabelle 19:** Minimale Abkühlgeschwindigkeit für vollständige martensitisch-bainitische Umwandlung

Stahl:	minimale Abkühlgeschwindigkeit [K/s]
<b>BASIS</b>	1,0
<b>BASIS+Cr</b>	1,0
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	0,5
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	0,5
<b>BASIS+Cr+MLE -C</b>	0,5
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	0,2

In den Tabellen 20 und 25 sind die Resultate der metallographischen Bestimmung einzelner Phasen in Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit übersichtlich zusammengefasst. Tabelle 23 enthält nur die Ergebnisse von drei Abkühlungsprozessen, da bei einer Abkühlung mit 1 K/s bereits ein vollständig martensitisches Gefüge vorlag. In den Tabellen 24 und 25 finden sich die Gefügeanteile für eine langsame Abkühlgeschwindigkeit von 0,1 K/s.

**Tabelle 20:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS (\*aus der Härte berechneter Wert)

Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
<b>10</b>	100	0	0	0	795	-
<b>1</b>	95	5	0	0	780	-
<b>0,5</b>	80	10	10	0	765	-
<b>0,2</b>	45	10	45	0	470	1556

**Tabelle 21:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr (\*aus der Härte berechneter Wert)

Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
<b>10</b>	100	-	-	-	828	-
<b>1</b>	100	-	-	-	811	-
<b>0,5</b>	98	-	2	-	770	-
<b>0,2</b>	35	-	60	5	425	1367

**Tabelle 22:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE (\*aus der Härte berechneter Wert)

Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
<b>10</b>	100	0	0	0	751	-
<b>1</b>	100	0	0	0	731	-
<b>0,5</b>	100	0	0	0	696	-
<b>0,2</b>	5	20	65	5	370	1190

**Tabelle 23:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+Al+MLE (\*aus der Härte berechneter Wert)

Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
1	100	-	-	-	807	-
0,5	98	Spur	Spur	-	765	-
0,2	35	-	65	-	394	1271

**Tabelle 24:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE-C (\*aus der Härte berechneter Wert)

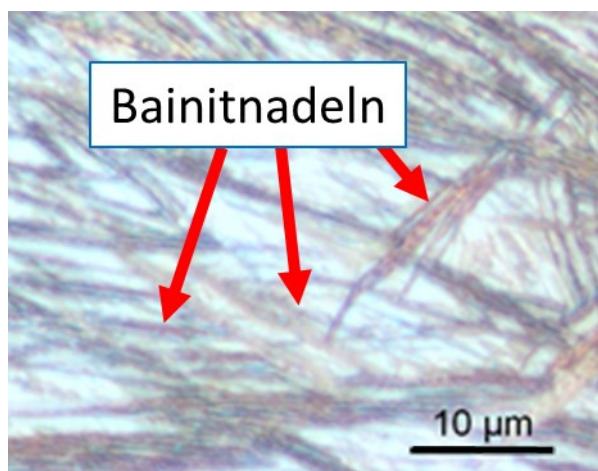
Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
1	100	-	-	-	594	1971
0,5	90	10	-	-	555	1831
0,2	35	35	25	5	477	1543
0,1	10	30	50	10	400	1286

**Tabelle 25:** Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE-Mn (\*aus der Härte berechneter Wert)

Abkühlgeschwindigkeit [K/s]	Martensit [%]	Bainit [%]	Perlit [%]	Ferrit [%]	HV10 [1]	R <sub>m</sub> * [MPa]
1	100	-	-	-	811	-
0,5	99	1	-	-	782	-
0,2	50	50	-	-	636	2130
0,1	10	75	15	-	493	1608

Den o.g. Tabellen 20 bis 25 können zusätzlich die Ergebnisse der Härtemessungen sowie der (aus Härtewerten mittels entsprechender Formeln [20]) berechneten Zugfestigkeiten entnommen werden. Dies gilt für Proben mit einer HV10-Härte von maximal 650.

Von allen untersuchten Proben weist der Werkstoff BASIS+Cr+MLE-Mn das größte Potenzial zur Umwandlung zum Bainit auf. Der Bereich der Bainitumwandlung, d. h. die sogenannte „*Bainitnase*“ ist breit ausgebaut und zu kurzen Zeiten verschoben. Das gewünschte Gefüge von nadelförmigem und feinem Bainit mit einem Anteil an Martensit ist im Schliffbild (s. Abbildung 61) gut zu erkennen.



**Abbildung 61:** Bainitnadeln im Gefüge von BASIS+Cr+MLE-Mn nach einer Abkühlung mit 0,2 K/s

Bei den Stählen BASIS+Cr und BASIS+Cr+Al+MLE wurden lediglich Spuren bzw. kaum Bainit gefunden. Die Härte von Stählen mit Kohlenstoffgehalt von 0,5% und

martensitischem Gefüge beträgt 700 HV10. Beim Absenken des Kohlenstoffgehalts um 0,2 % verringert sich die erzielbare Härte um fast 170 HV10.

### **6.5.5 Zusammenfassungen der Ergebnisse aus den einzelnen Laboruntersuchungen**

Laboruntersuchungen in Kombination mit theoretischen Berechnungen und Gefügeanalysen helfen dabei, die gefügebildenden Prozesse zu verstehen. Anhand dieser Kenntnisse ist es nunmehr möglich, erste Vorgaben für einen Prozess zur gezielten Herstellung bainitischer Stähle mit Restaustenit zu konzipieren. In Tabelle 26 sind die Ergebnisse von Torsionsversuchen (Aufheiztemperatur), von Dilatometerversuchen (Abkühlgeschwindigkeiten sowie Umwandlungstemperaturen) und des Coilmodells (Temperaturführung im Coil) zusammengestellt.

Die Bedingungen für die einzelnen Stadien der gesamten Simulation werden nachfolgend beschrieben.

#### **Wärmen:**

Für das Wärmen können die Ergebnisse der Berechnungen zur Auflösung der Ausscheidungen sowie die Resultate aus den Torsionsversuchen zur Ermittlung des Kupfergehalt-Einflusses auf das Umformvermögen und zusätzlich die  $Ac_3$ -Temperatur herangezogen werden. Die Wärmtemperatur soll im Bereich:

$$Ac_3 < T_{\min} < T_{\max}$$

liegen.

#### **Umformen:**

Beim Umformen nach einem Wärmen aus dem o.g. Temperaturbereich ist stets die kritische Endumformtemperatur zu berücksichtigen. Diese Temperatur sichert die vollständige Entfestigung ( $T > T_{\text{end}}$ ) und fördert die Bainitumwandlung. Unterhalb der kritischen Umformtemperatur wird der Austenit verfestigt, und dies fördert die diffusionsgesteuerte Umwandlung, insbesondere in Ferrit und Perlit.

#### **Abkühlung:**

Nach dem letzten Stich sind - um eine Umwandlung in Ferrit bzw. Perlit zu vermeiden – unbedingt die maximalen  $t_{8/5}$  Abkühlzeiten zu berücksichtigen. Die Abkühlung des Warmbands soll im Temperaturfenster zwischen  $T_b$  und  $M_s$  angehalten werden, um so den Austenit – bei quasi isothermen Halten - in Bainit umzuwandeln. Die Coilabkühlzeit soll deshalb so lang, bis die Bainitumwandlung abgeschlossen ist, gestaltet werden.

**Tabelle 26:** Technologische Randbedingungen für Herstellung von Warmband der bainitischen Stähle mit Restaustenit

	Wärmen		Umf.	Abküh. nach der Umf.						Bainit
	$T_{\min}$ [°C]	$T_{\max}$ [°C]	$T_{\text{end}}$ [°C]	$Ac_1$ [°C]	$Ac_3$ [°C]	$t_{8/5}$ [s]	$M_s$ [°C]	R. $M_s$ [°C]	R. $B_s$ [°C]	$T_b$ [°C]
<b>BASIS</b>	1000	1150	>900	727	798	300	303	240	325	<500
<b>BASIS+Cr</b>	1050	1150	>900	720	865	300	264	245	320	<500
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	1000	1150	>900	728	812	600	270	230	305	<500
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	1075	1150	>900	737	883	600	275	275	435	<500
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	1075	1150	>900	738	945	600	356	320	425	<500
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	1075	1200	>900	760	822	1500	283	270	395	<500

$T_{\min}$  – min. Wärmtemperatur

(gewünschte Ausscheidungslösung: Kapitel 6.3)

$T_{\max}$  - max. Wärmtemperatur (kein Rotbruch: Kapitel 6.4)

$T_{\text{end}}$  - min. Endstichtemperatur (Kapitel 6.5.3)

$M_s$  - gemessene  $M_s$ -Temperatur bei Abkühlgeschwindigkeit 1 K/s (Kapitel 6.5.4)

R.  $M_s$  - berechnete  $M_s$ -Temperatur

(Auswertung der Legierungskonzepte Kapitel 6.1)

R.  $B_s$  - berechnete  $B_s$ -Temperatur

(Auswertung der Legierungskonzepte Kapitel 6.1)

$t_{8/5}$ - gemessene maximale Abkühlzeit zwischen 800 und 500 °C

zur Unterdrückung der Ferrit- bzw. Perlit-Umwandlung (Kapitel 6.5.4)

### 6.5.6 Simulation des Warmwalzens mit Flachstauchversuchen

Ziel der Umformsimulation mit Flachstauchversuchen war die Überprüfung der gesamten Herstellung sowie der Fragestellung, ob es möglich ist, den Walzprozess so zu gestalten, dass ein bainitisches Gefüge prozesssicher gefertigt werden kann. In Rahmen dieser Untersuchung sollte der Einfluss der beim Warmwalzen auftretenden Verfestigung des Austenits auf die Bildung eines bainitischen Gefüges und darüber hinaus dessen mechanische Eigenschaften ermittelt werden.

Zur Simulation mit dem im Kapitel 5.6.8 beschriebenen Verfahren wurden die vier folgenden Stähle gewählt: BASIS, BASIS+Cr+Al+MLE, BASIS+Cr+MLE-C, BASIS+Cr+MLE-Mn. Sie haben in den vorausgegangenen Untersuchungen die größte Neigung zur bainitischen Umwandlung gezeigt, was anhand dilatometrischer Prüfungen (s. Kapitel 6.5.4) festgestellt worden war. Nach der Simulation wurden den untersuchten Materialien Minizugproben entnommen und im Zugversuch deren mechanische Eigenschaften ermittelt sowie in metallographischen Analysen die Gefüge der

jeweiligen Behandlungszustände studiert. Die Simulation mit Flachstauchversuchen wurde unter den in Kapitel 5.6.8 genannten Bedingungen durchgeführt.

Die Ergebnisse der metallographischen Flächenbestimmungen in lichtmikroskopischen Untersuchungen am Stahl BASIS hinsichtlich der Anteile an Martensit und Restaustenit (M + RA) sowie des Anteils blockartigen Restaustenits (BRA) und darüber hinaus des gesamten Bainitanteils (B) sind in Tabelle 27 zusammengestellt. Zudem sind dort die Ergebnisse der HV10-Härtemessung präsentiert. Die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen sind den jeweiligen spezifischen Versuchsbedingungen zugeordnet. Sie zeigen, dass sich bei einer Endumformtemperatur von 900 °C sowohl bei Haspeltemperaturen Haspeltemperatur = 350 und 400 °C blockartiger Restaustenit mit Flächenanteilen von 20 bis 26 % bildet.

Bei einer tieferen Umformtemperatur von 850 °C tritt dieses Gefüge nur bei Haspeltemperatur = 450 °C auf. Bei einer Haspeltemperatur von 400 °C bildet sich zwar Bainit, aber Restaustenit ist entweder nicht vorhanden oder hat sich wahrscheinlich in Martensit umgewandelt. In einer derartigen Fertigungssituation erreicht der Martensit einen Flächenanteil von 30 %.

Die unterschiedlichen Gefügeanteile führen zu Veränderung der mechanischen Eigenschaften, wie sie in Abbildung 62 grafisch und tabellarisch dargestellt sind.

Eine technologisch sehr interessante Kombination mechanischer Eigenschaften weisen bei 900 °C endumgeformte und bei 350 °C tiefgehaspelten Proben auf: Deren Zugfestigkeit liegt oberhalb von 1300 MPa (1322 und 1337 MPa) und ihre Bruchdehnung erreicht Werte von 16 bzw. 13 %. Bei drei Proben konnten mit  $R_m = 1375$  bis 1475 MPa zwar Festigkeiten auf noch höherem Niveau erreicht werden, dies aber bei nur überaus geringen Bruchdehnungswerten von 2 bis 3 %.

Die Tendenzen, die beim Stahl BASIS ermittelt worden waren, wiederholten sich auch bei den Stählen BASIS+Cr+Al+MLE, BASIS+Cr+MLE-C und BASIS+Cr+MLE-Mn. Die Kombination von Haspeltemperatur = 350 bzw. 400 °C beim Stahl BASIS + Cr + MLE - C mit geringerem Kohlenstoffgehalt sowie der Endumformtemperatur von 900 °C erwiesen sich in den Versuchen als besonders günstig. Die Verknüpfung tieferer Endumformtemperatur mit einer höheren Haspeltemperatur führte zwar zu noch höheren Festigkeitskennwerten, dies aber bei wiederum deutlich geringeren Werten der Bruchdehnungen (s. Tabellen 27 bis 30 sowie Abbildungen 62 bis 65).

Bei einem Stahl mit reduziertem Mangangehalt (BASIS+Cr+MLE-Mn) bestätigte sich die Kombination der Endumformtemperatur von 900 °C mit Haspeltemperaturen von 350 bzw. 400 °C als ebenfalls günstig. Eine höhere Haspeltemperatur von 450 °C führt zu Gefügen, bei denen sowohl die Festigkeits- als auch die Bruchdehnungswerte merklich reduziert sind.

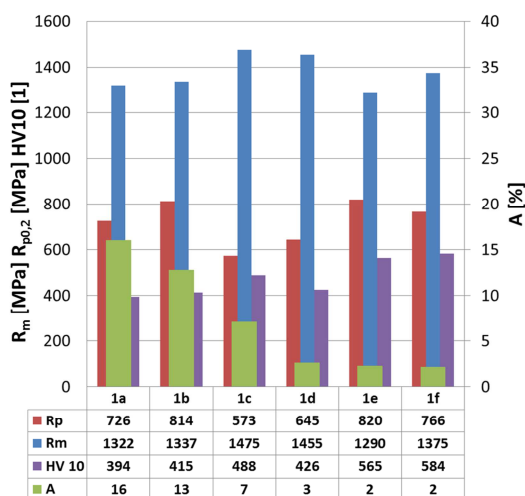
Aus den Ergebnissen der Simulation des Warmwalzens mit Flachstauchversuchen können folgende *Parameter-Vorgaben* für die nachfolgenden Versuche auf der halbkontinuierlichen Warmwalzanlage abgeleitet werden:

<b>Wärmtemperatur:</b>	$\vartheta_{\gamma}$	$\geq 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$
<b>Endumformtemperatur:</b>	EWT	$\geq 900\text{ }^{\circ}\text{C}$
<b>Haspeltemperatur:</b>	HT	$\geq 350\text{ }^{\circ}\text{C}$
<b>Abkühlgeschwindigkeit bis zum Erreichen der Haspeltemperatur:</b>	$v_{\text{Abkühl}}$	$\geq 1\text{ K/s}$

Unter den oben aufgeführten Bedingungen wurde im Bainit Restaustenit gefunden, und dieser bainitischer Stahl wies eine günstige Kombination aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung auf.

**Tabelle 27:** Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für den Werkstoff BASIS

Nr.	AT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$\phi_1$ [1]	$\phi_2$ [1]	EWT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	HT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	M+RA [%]	BRA [%]	B [%]
1a	1000	0,223	0,806	900	350	0	20	80
1b	1000	0,806	0,223	900	350	0	21	79
1c	1000	0,223	0,806	900	400	50	23	27
1d	1000	0,806	0,223	900	400	0	26	74
1e	900	0,223	0,806	850	400	30	0	70
1f	900	0,223	0,806	850	450	35	36	29

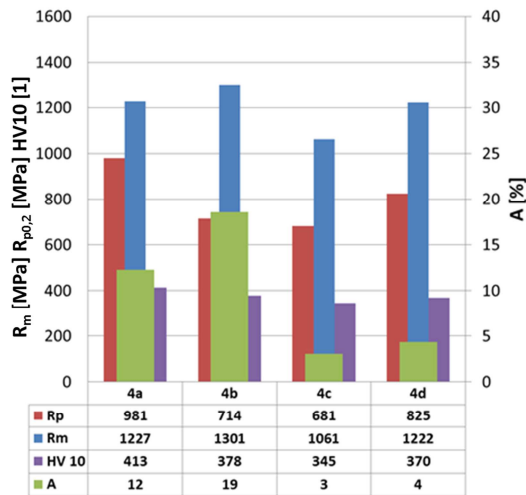


**Abbildung 62:** Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS

**Tabelle 28:** Probenbezeichnungen und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BA-SIS+Cr+Al+MLE

Nr.	AT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$\phi_1$ [1]	$\phi_2$ [1]	EWT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	HT [ $^{\circ}\text{C}$ ]	M+RA [%]	BRA [%]	B [%]
4a	1000	0,223	0,806	900	350	0	20	80
4b	1000	0,806	0,223	900	350	0	23	77
4c	1000	0,223	0,806	900	400	37	21	42
4d	1000	0,806	0,223	900	400	0	30	70

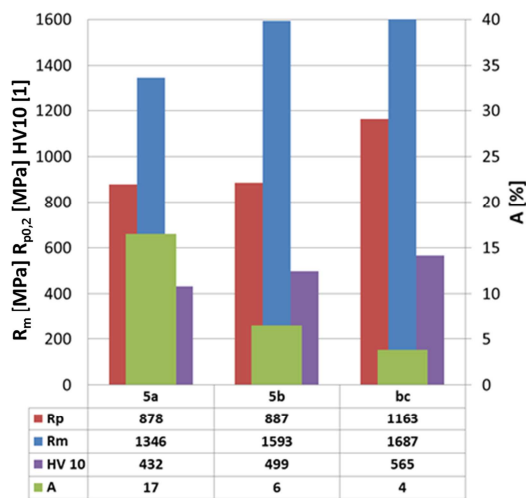




**Abbildung 63:** Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+Al+MLE

**Tabelle 29:** Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BASIS+Cr+MLE-C

Nr.	AT [°C]	$\phi_1$ [1]	$\phi_2$ [1]	EWT [°C]	HT [°C]	M+RA [%]	BRA [%]	B [%]
5a	1000	0,223	0,806	900	400	32	1	67
5b	900	0,223	0,806	850	400	31	12	57
5c	900	0,223	0,806	850	450	96	4	0



**Abbildung 64:** Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+MLE-C

**Tabelle 30:** Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BASIS+Cr+MLE-Mn

Nr.	AT [°C]	$\phi_1$ [1]	$\phi_2$ [1]	EWT [°C]	HT [°C]	M+RA [%]	BRA [%]	B [%]
6a	1000	0,223	0,806	900	350	10	12	78
6b	1000	0,806	0,223	900	350	0	5	95
6c	1000	0,223	0,806	900	400	0	20	80
6d	1000	0,806	0,223	900	400	10	15	75
6e	900	0,223	0,806	850	400	60	0	40
6f	900	0,223	0,806	850	450	32	33	35



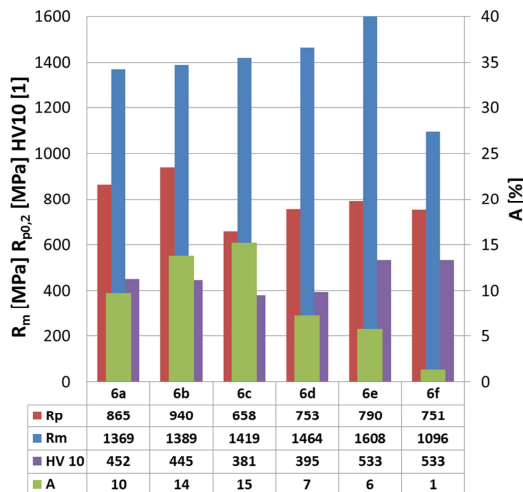


Abbildung 65: Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+MLE-Mn

### Zusammenfassung der Ergebnisse einer Simulation des Warmwalzprozesses mittels Flachstauchversuch

Die Simulation des Warmwalzprozesses, dessen Ziel es ist, den Austenit der untersuchten Stähle mit Hilfe einer Verfestigung zu stabilisieren hat gezeigt, dass tiefe Umformtemperaturen im Temperaturbereich des Austenits (850 °C) zu ungünstigen Ergebnissen hinsichtlich der Bruchdehnung führen. Dies ist auf steigende Anteile an Martensit und blockartigem Restaustenit im Fertiggefüge zurückzuführen.

Der unvollständig entfestigte Austenit kann infolge der mechanischen Stabilisierung des Werkstoffs nicht in Bainit umgewandelt werden. Durch eine Erhöhung der Endwalztemperatur auf 900 °C jedoch ist eine höhere Entfestigung zu erwarten, was wiederum eine Verbesserung der Bruchdehnung sowie einen Anstieg des Bainitanteils zur Folge hätte. Dennoch wurde bei den Stahlsorten, die mit dieser Endwalztemperatur produziert worden waren kein vollständig bainitisches Gefüge gefunden. Bei diesen Materialien war eine noch zu geringere Bruchdehnung messbar. Diese Endwalztemperatur kann während des Walzens zwar beibehalten werden, allerdings ist es zusätzlich erforderlich, längere Zeiten für eine bainitische Umwandlung vorzusehen, um so ein vollständig bainitisches Gefüge erhalten zu können. Die im Rahmen der Simulation gewählten Zeiten lagen unterhalb derjenigen Spannen, die üblicherweise einem industriell gefertigten Coil für eine Umwandlung zur Verfügung stehen.

Bei dem gewählten Endumformgrad von  $\varphi = 0,223$  und einer Umformtemperatur von ETW = 900 °C stellt sich bereits zu Beginn der Umwandlung ein vollständig entfestigter Austenit ein. Eine weitere Erhöhung des Umformgrades auf 0,806 bewirkt zwar eine *schnellere* Entfestigung, führt jedoch nicht zu einer Veränderung der Umwandlungskinetik des Bainits. Bei dieser Temperatur ist auch kein weiteres Kornwachstum des Austenits im Anschluss an die vollständige Entfestigung zu erwarten. Nur eine gesteigerte Kornfeinung des Austenits könnte die Umwandlungskinetik noch positiv beeinflussen.

## 6.6 Warmwalzen von bainitischen Stählen

Mit Hilfe der Ergebnisse aus der Simulation des Warmwalzprozesses mit Flachstauchversuchen wurden Bedingungen für eine Versuchsreihe auf der halbkontinuierlichen Warmwalzanlage des Institutes für Metallformung abgeleitet und Walzungen vorgenommen. Bei den gewählten Legierungen sollte einerseits der Herstellungsprozess mit den abgeleiteten Bedingungen für die Fertigung von bainitischen Stählen mit Restaustenit evaluiert werden. Andererseits konnte durch die Bereitstellung von Probematerial aus längeren Bändern, die Bestimmung mechanischen Eigenschaften des Warmbandes im Zugversuch mit Standardproben erfolgen.

Weiterhin, wie bereits in Kapitel 5.6.6 beschrieben, wurden an den Bändern metallographische Untersuchungen an mit Nital- und Klemm-Ätzlösung behandelten Stahlsorten.

Mit dem genannten Ziel sind drei Versuchsreihen, die sich in der Endumformtemperatur und in der Haspeltemperatur (Kühlbedingungen) unterscheiden, durchgeführt.

### 6.6.1 Warmwalzversuche bei einer Endwalztemperatur von 970 sowie einer Haspeltemperatur von 350 °C

Nach dem Wärmen im Strahlungssofen bei 1150 °C und einer Haltezeit von 40 min. auf Wärmtemperatur wurden die Proben aller Stahlsorten mit Umformgraden von  $\varphi = 0,51; 0,48; 0,39$  und  $0,22$  im kontinuierlichen Betrieb ausgewalzt. Die währenddessen aufgenommen Umformtemperaturen sind in Tabelle 31 zusammengefasst und z. T. im Diagramm der Abbildung 66 dargestellt. Die im Material vor Beginn des Walzens vorhandenen Temperaturen lagen zwischen 1045 und 1090 °C und der Umformprozess wurde mit Wärmegraden zwischen 960 und 980 °C abgeschlossen. Aufgrund der hohen Festigkeit (s. Kapitel 6.5.1) der Stähle war die Bandbreite auf 90 mm beschränkt. Die dabei in den einzelnen Gerüsten wirkenden Walzkräfte betrugen zwischen 0,38 bis 0,47 MN (s. Abbildung 66). Die eingestellte Haspeltemperatur (im Coilofen) belief sich auf 350 °C, da diese zu einer schnellen Bainitumwandlung führt (s. Kapitel 6.2.4).

**Tabelle 31:** Temperatur vor (v.) und nach (n.) Gerüst

Stahl	v. F0 [°C]	n. F0 [°C]	v. F1 [°C]	v. F2 [°C]	n. F3 bzw. EWT [°C]
BASIS	1068	1066	1040	1012	979
BASIS+Cr	1094	1064	1031	1028	960
BASIS+Cr+MLE	1070	1075	1036	1019	971
BASIS+Cr+Al+MLE	1044	1065	1027	1026	981
BASIS+Cr+MLE-C	1052	1065	1031	1035	970
BASIS+Cr+MLE-Mn	1091	1094	1042	1042	973

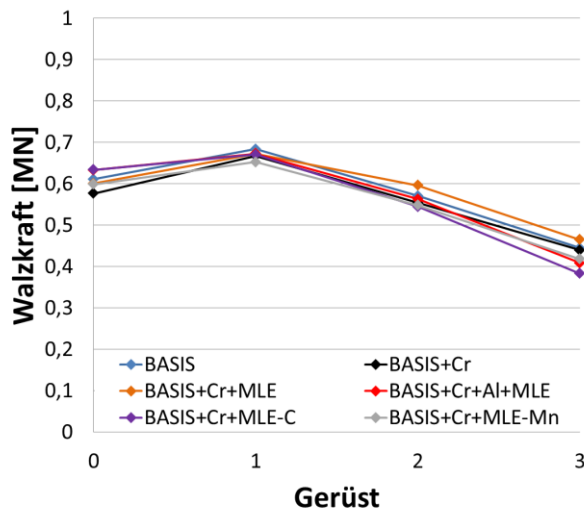


Abbildung 66: Walzkraften in den Gerüsten

### 6.6.2 Einfluss der Wärmtemperatur auf die Bildung von Rotbruch

Alle Bänder der ausgewalzten Stahlsorten zeigten keine Rotbruchanfälligkeit, und die Bandkanten sowie die Bandoberflächen waren rissfrei. Das gilt auch für Bandproben mit einem Cu-Gehalt von ca. 1,5 %. Dieses Ergebnis beruht auf lichtmikroskopischen Untersuchungen der Bandoberflächen und der Bandkanten (V.: 200:1). Die Untersuchungen an geätzten Proben haben dies bestätigt, so dass im Bereich der Korngrenzen keine Kupferansmelzungen festgestellt werden konnten.

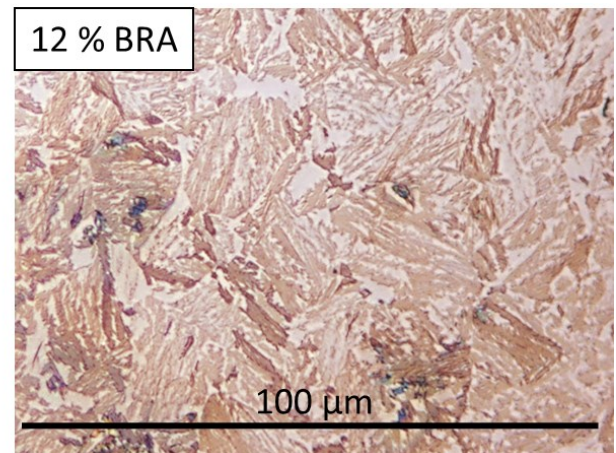
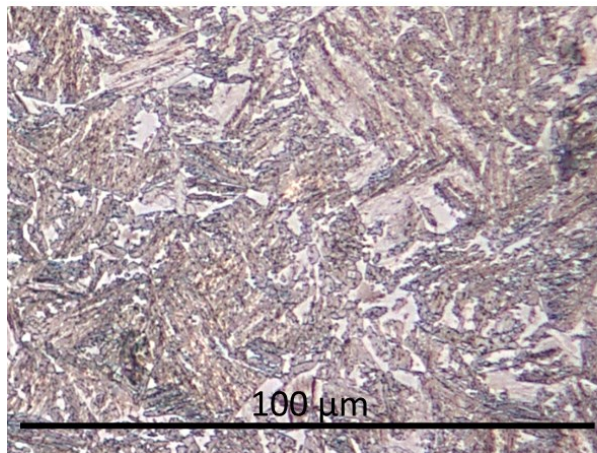
### 6.6.3 Einfluss des Legierungskonzepts auf die Gefügeausbildung

In den Abbildungen 67 und 68 sind Gefügaufnahmen von lichtmikroskopisch bei einer Vergrößerung 500:1 aufgenommenen Gefügebildern der einzelnen gewalzten Bänder dargestellt. Alle Walzerzeugnisse weisen Bainitgefüge auf, unterscheiden sich jedoch hinsichtlich des Gehalts an blockartigem Restaustenit: Er ist in der jeweils rechten Bildspalte in Form weißer Bestandteile erkennbar. Mit Hilfe einer Flächenanalyse wurde diese Phase des Gefüges gemessen und als Prozentualwert in den Abbildungen dieser Reihe aufgetragen (BRA). In Abhängigkeit von der jeweiligen chemischen Zusammensetzung des Probematerials wurden Anteile zwischen 4 und 12 % gemessen. Die höchsten Mengen an blockartigem Restaustenit weisen der BASIS- sowie der BASIS+Cr-Mn-Stahl auf, den geringsten die Legierung BASIS+Cr+MLE-C.

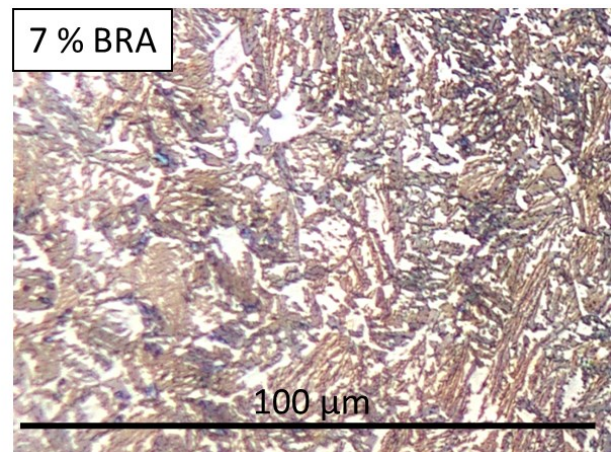
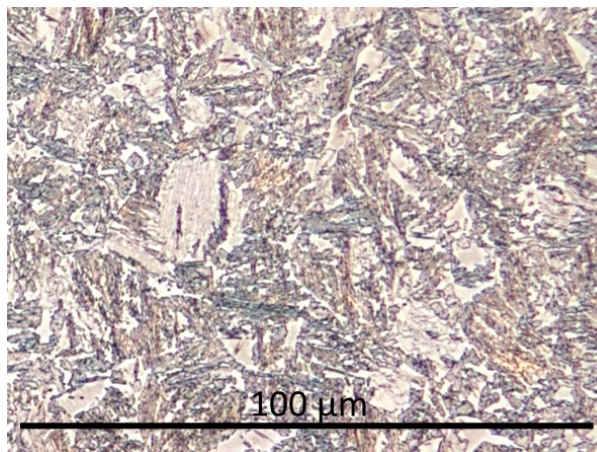
An denselben Proben erfolgten Röntgenbeugungsmessungen des gesamten Restaustenits und lichtmikroskopische Messung des blockartigen Restaustenits (BRA). Die ermittelten Werte sind in den Abbildungen 67 und 68. Auch dieser Gehalt schwankt in seinen Anteilen - abhängig von der chemischen Zusammensetzung - und erreicht Prozentraten zwischen 17 und 36 %. Die geringste Menge weist hier der Stahl BASIS+Cr+MLE-C und den Höchstanteil die Stahlsorte BASIS + Cr auf. Dem-



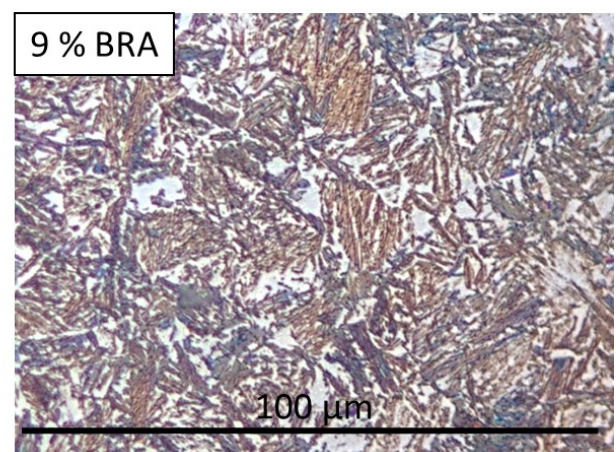
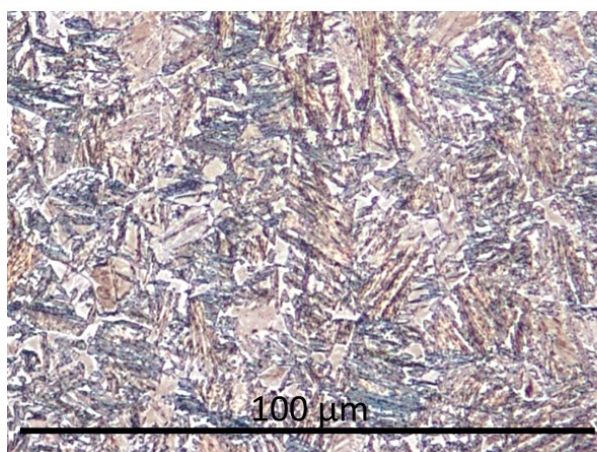
entsprechend verhalten sich auch die Relationen des blockartigen Restaustenits zum Gesamtanteil dieser Phase. Hier werden Werte zwischen 0,19 und 0,5 erreicht.



Basis: Bainit + gesamter Restaustenit 26%



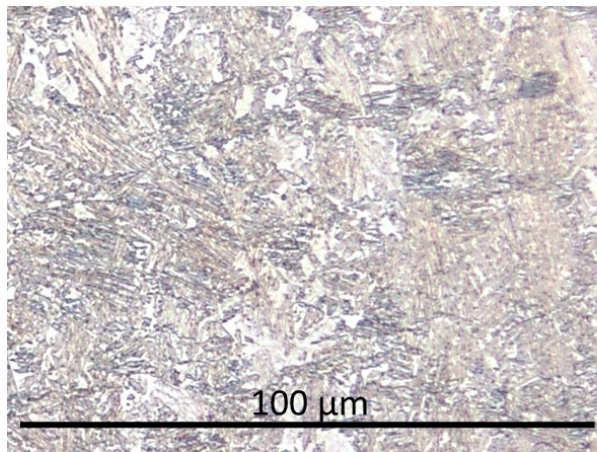
Basis+Cr: Bainit + gesamter Restaustenit 26%



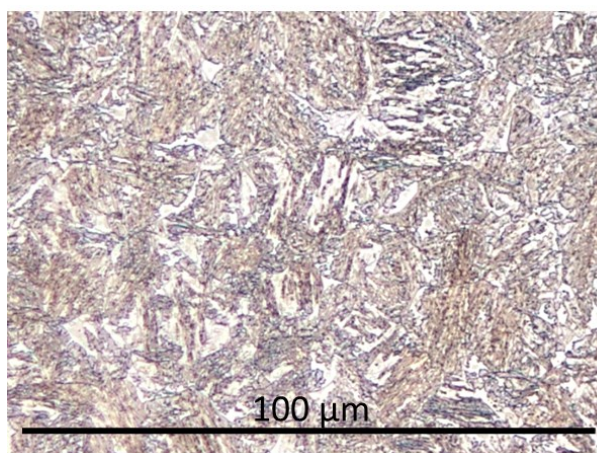
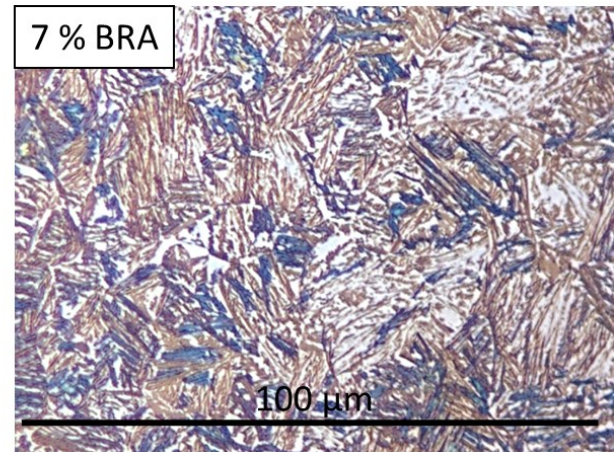
Basis+Cr+MLE: Bainit + gesamter Restaustenit 26%

**Abbildung 67:** Gefügeaufnahmen (links: Nitalätzung, rechts: Klemmätzung) BRA: blockartiger Restaustenit

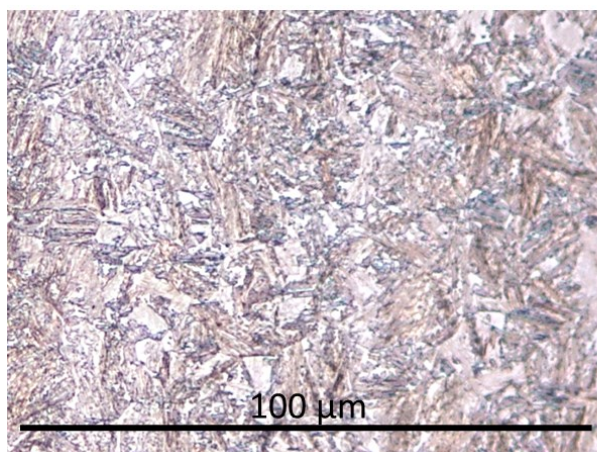
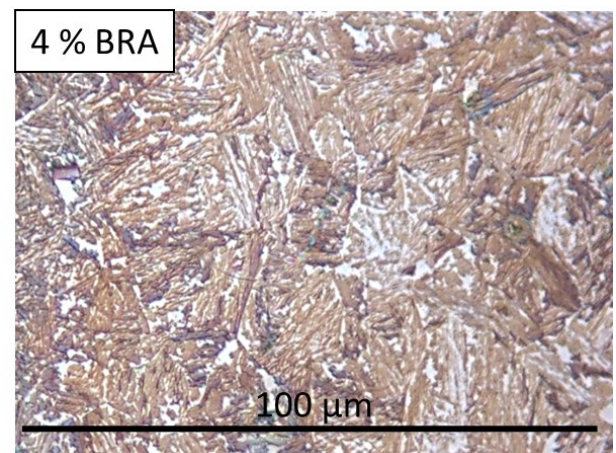




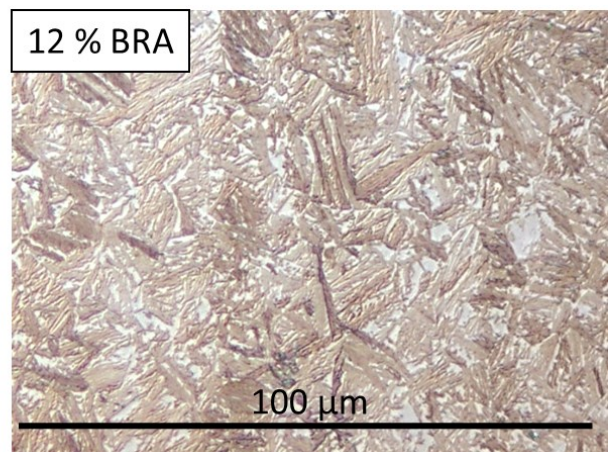
Basis+Cr+Al+MLE: Bainit + gesamter Restaustenit 26%



Basis+Cr+MLE-C: Bainit + gesamter Restaustenit 17%



Basis+Cr+MLE-Mn: Bainit + gesamter Restaustenit 24%



**Abbildung 68:** Gefügeaufnahmen (links: Nitalätzung, rechts: Klemmätzung) BRA: blockartiger Restaustenit

#### 6.6.4 Mechanische Eigenschaften (Längsproben)

In Tabelle 32 sind die Werte mechanischer Eigenschaften sowie der Härte HV10 aller untersuchten Stahlsorten zusammengestellt. Es sind Mittelwerte aus jeweils 3 Versuchen eingetragen. Die Werte aller Größen streuen in einem engen Bereich von < 10 %. Eine Ausnahme bilden die Dehnungswerte der Stähle BASIS und BASIS+Cr,

die eher der Probenfertigung zuzuordnen sind. Dennoch verändern die Streuungen das Gesamtergebnis nicht.

Eine besonders günstige Kombination von Festigkeitskennwerten ( $R_m > 1200$  MPa,  $R_{p0,2} < 900$  MPa) und Bruchdehnung  $A_{50}$  von  $> 15\%$  weisen drei Stahlsorten auf und zwar die Materialien BASIS, BASIS+Cr sowie BASIS+Cr+MLE. Der Stahl BASIS+Cr+MLE-Mn hat zwar eine hohe Zugfestigkeit von  $R_m = 1330$  MPa bei einer Gesamtdehnung von  $A_{50} = (\text{ca.}) 19\%$ , allerdings liegt die Bruchdehngrenze dieses Werkstoffs bei ca. 995 MPa.

Die Stähle BASIS+Al+MLE und BASIS+Cr+MLE-C zeigen gute Festigkeitskennwerte, und bei Ihnen zeigt auch die Bruchdehnung gute Werte um ca. 13,5 %.

Zur Klärung der auffallend hohen Dehngrenze beim Stahl BASIS+Cr+MLE-Mn wurden REM-Untersuchungen der Gefügebildung und insbesondere der Restaustenitmorphologie durchgeführt. Für Vergleichszwecke wurde dazu der Stahl BASIS+Cr+MLE, der eine noch höhere Zugfestigkeit aber geringere Dehngrenze und niedrigere Bruchdehnung aufweist, herangezogen.

**Tabelle 32:** Mechanische Eigenschaften und Standardabweichung der Messungen der warmgewalzten Bänder

Stahl	$R_m$ [MPa]	$s_{Rm}$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$s_{Rp0,2}$ [MPa]	$A_g$ [%]	$s_{Ag}$ [%]	$A_{50}$ [%]	$s_{A50}$ [%]	HV10 [1]	$s_{HV10}$ [1]
BASIS	1280	30	860	30	12,0	0,7	17,2	1,3	423	11,2
BASIS+Cr	1357	5	807	44	19,8	2,4	22,2	2,4	423	2,3
BASIS+Cr+MLE	1421	22	904	29	12,1	0,4	16,3	0,4	465	0,8
BASIS+Cr+Al+MLE	1264	11	1020	9	5,8	0,5	13,2	0,4	427	3,3
BASIS+Cr+MLE-C	1291	21	895	29	8,7	0,5	13,8	0,6	429	2,4
BASIS+Cr+MLE-Mn	1330	3	995	7	12,7	0,8	18,9	0,6	458	5,4
BASIS+Cr+Ni+MLE	1635	30	1265	14	1,4	0,0	1,6	0,1	509	4,2
BASIS+Cr+Si-C	1263	24	993	17	3,2	0,0	4,8	0,8	469	4,0

### 6.6.5 REM - Untersuchungen

Die Gefügebildungen der REM-Untersuchungen sind in den Abbildung 69 und Abbildung 70 gezeigt. In beiden Fällen sind zwei unterschiedliche Arten von Restaustenit gefunden worden: Es handelt sich dabei um den *filmartigen* (FRA) sowie den *blockartigen* Restaustenit (BRA). Beide Stähle weisen hohe Anteile an Restaustenit auf, wobei der Anteil blockartigen Restaustenits bei dem Stahl mit reduziertem Mn-Gehalt höher ist. Dies kann auch den genannten Abbildungen (in der Vergrößerung 30.000:1) entnommen werden.



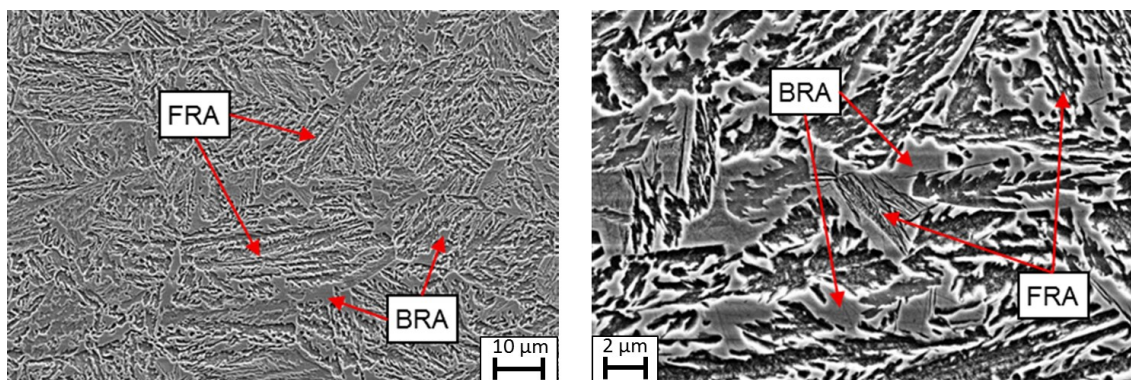


Abbildung 69: BASIS+Cr+MLE, HT = 350 °C REM-Aufnahmen

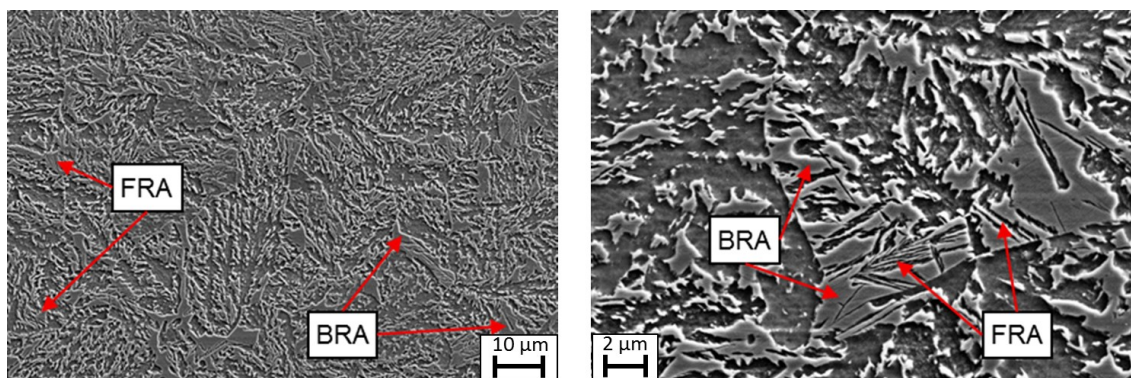


Abbildung 70: BASIS+Cr+MLE-Mn, HT = 350 °C REM-Aufnahmen

#### 6.6.6 Warmwalzversuche bei einer Endwalztemperatur von 1000 °C und Haspeltemperaturen von 400, 450 und 500 °C

Die aufgenommenen Umformbedingungen sind in Tabelle 33 zusammengestellt. Wärmtemperatur und Umformgrade sowie deren Folge bezogen auf die erste Walzreihe blieben bei diesen Versuchen unverändert. Modifiziert wurden jedoch die Endwalztemperatur und die Haspeltemperaturen.

Die ermittelten Endwalztemperaturen haben gezeigt (s. Kapitel 6.5.3), dass der Austenit bei einer Umformtemperatur von 1000 °C nahezu vollständig entfestigt ist. Diese Temperaturbedingung wurde für die nächsten Warmwalzversuche auf der Kontistraße angewendet. Die so definierte Temperatur sollte es ermöglichen, Bänder mit höchster Dehnung zu erzeugen, da in diesem Wärmezustand die bainitische Umwandlung nicht behindert wird.

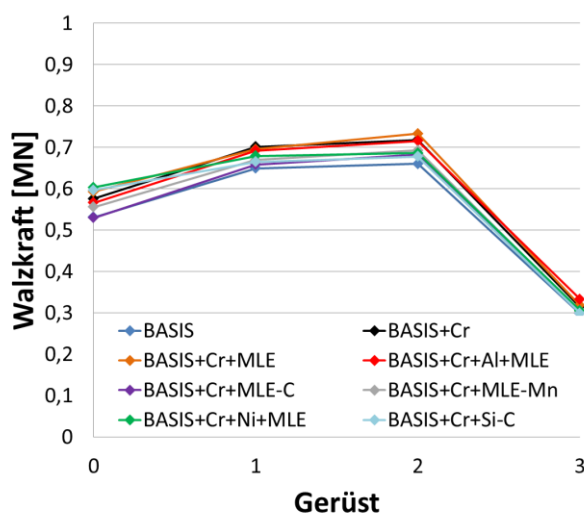
Die Mittelwerte der Temperaturmessung sowie die Kraftmessungen in den einzelnen Gerüsten von jeweils drei Bändern der einzelnen Stahlsorte sind in Tabelle 33 und im Diagramm (Abbildung 71) abgebildet.

Derart hohe Umformkräfte (s. Kapitel 6.6.1, Abbildung 66) wie bei dem letzten Walzstich konnten dank der hohen Endwalztemperatur der Walzgute nicht festgestellt werden (s. Abbildung 71). Die höchste Walzkraft wurde bei der Stahlsorte 4 (BASIS+Cr+Al+MLE) gemessen, die sich durch niedrigere Umformtemperatur und

geringeren Chromgehalt auszeichnete. Die niedrigste Festigkeit wurde bei dem Stahl BASIS+Cr+Si-C gemessen, da bei dieser Sorte das Mangan durch Chrom teilweise ersetzt und Kohlenstoffgehalt reduziert wurde.

**Tabelle 33:** Temperatur vor (v.) und nach (n.) den Gerüsten

Stahl	v. F0 [°C]	n. F0 [°C]	v. F1 [°C]	v. F2 [°C]	n. F3 bzw. EWT [°C]
BASIS	1075	1049	1010	1011	997
BASIS+Cr	1065	1058	983	1002	998
BASIS+Cr+MLE	1081	1064	1012	1009	1008
BASIS+Cr+Al+MLE	1073	1061	998	1005	996
BASIS+Cr+MLE-C	1056	1040	1003	1004	994
BASIS+Cr+MLE-Mn	1053	1058	1007	1017	1009
BASIS+Cr+Ni+MLE	1061	1058	1003	1009	1002
BASIS-C+Si+Cr	1040	1054	995	1007	1010



**Abbildung 71:** Umformwiderstand in den Gerüsten

### 6.6.7 Einfluss der Haspeltemperaturen auf die mechanischen Eigenschaften

Die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs BASIS zeigen in Abhängigkeit der Haspeltemperatur eine steigende Tendenz der Bruchdehnung sowie der Menge an Restaustenit: Die Dehnung stieg bei einer Zugfestigkeit von 1170 MPa bis auf Werte von 20 %.

Durch Zugabe von Chrom wurde bei der Legierung BASIS+Cr eine Steigerung der Zugfestigkeit von ca. 100 MPa erzielt, und gleichzeitig konnte die Bruchdehnung auf demselben bzw. einem leicht niedrigeren Niveau als dem des Stahls BASIS eingestellt werden. Ansonsten wurden die prinzipiell gleichen Tendenzen wie bei der Sorte BASIS beobachtet. Durch Zugabe von Mikrolegierungselementen wurde die Festigkeit des chromlegierten Stahls erhöht. Mit steigender Haspeltemperatur wurden bei dieser Sorte der Anstieg von Zugfestigkeit, Streckgrenze und Bruchdehnung beobachtet, was eine Umkehrung der tendenziellen Entwicklung von Zugfestigkeit und Streckgrenze bei den Stahlsorten BASIS und BASIS+Cr darstellt. Die hierbei zugrundeliegenden Ursachen wurden allerdings nicht weiter geklärt; hierzu wären



künftige und weiterreichende Untersuchungen zum Ausscheidungszustand erforderlich.

Die mechanischen Eigenschaften der Stähle BASIS+Cr+Al+MLE und BASIS+Cr+MLE-C zeigten ebenfalls die bereits bei den Sorten BASIS und BASIS+Cr in Abhängigkeit von der Haspeltemperatur erkannten typischen Tendenzen. Die Legierungen BASIS+Cr+Al+MLE sowie BASIS+Cr+MLE-C zeichneten sich durch niedrige Festigkeiten aus. BASIS+Cr+Al+MLE erreichte mit mehr als 21 % eine Bruchdehnung auf hohem Niveau. Bei beiden Stählen stieg die Streckgrenze mit sinkender Haspeltemperatur an, wobei gleichzeitig die Belastbarkeit absank: aufgrund des Ersetzens von Siliziums durch Aluminium konnte bei diesem Material eine Reduzierung der Zugfestigkeit beobachtet werden. Die Senkung des Kohlenstoffgehaltes im Stahl BASIS+Cr+MLE-C verursachte ihrerseits eine Absenkung der Dehnung, da die Restaustenitmengen nunmehr niedrig sind und 23 % nicht überschreiten (siehe Abbildung 76).

Die Stahlsorte BASIS+Cr+MLE-Mn zeigte die höchste Bruchdehnung innerhalb der gesamten Versuchsserie. Diese lag bei 29 % und in diesem Fall betrug die Zugfestigkeit 1166 MPa. Schliffbilder dieses Werkstoffs sind in Abbildung 77 ersichtlich und sie zeigen, dass die Restaustenitanteile hier bei allen Haspeltemperaturen ähnlich sind. Die mechanischen Eigenschaften jedoch zeigten größere Unterschiede: Es waren eine Zunahme der Bruchdehnung sowie der Streckgrenze bei steigender Haspeltemperatur zu beobachten; im Gegensatz dazu sank die Zugfestigkeit.

Der Werkstoff BASIS+Cr+Ni+MLE zeichnete sich durch ähnliche Tendenzen aus wie die Legierung BASIS+Cr+MLE-Mn. Dabei sind die erreichten Zugfestigkeiten bei Haspeltemperaturen von 400 und 450 °C um 50 MPa höher als bei dem Stahl BASIS+Cr+MLE-Mn.

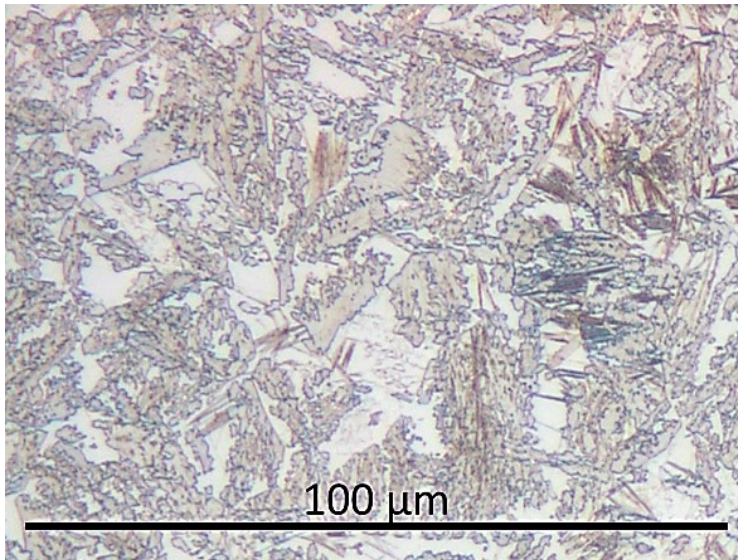
Bei den Sorten BASIS+Cr+Ni+MLE und BASIS+Cr+Si-C sank die Zugfestigkeit mit steigender HT, während die Bruchdehnung anstieg.

**Tabelle 34:** Mechanische Eigenschaften und Standardabweichung der Messungen aller Legierungen nach dem Haspeln in den Temperaturbereichen 400, 450, 500 °C

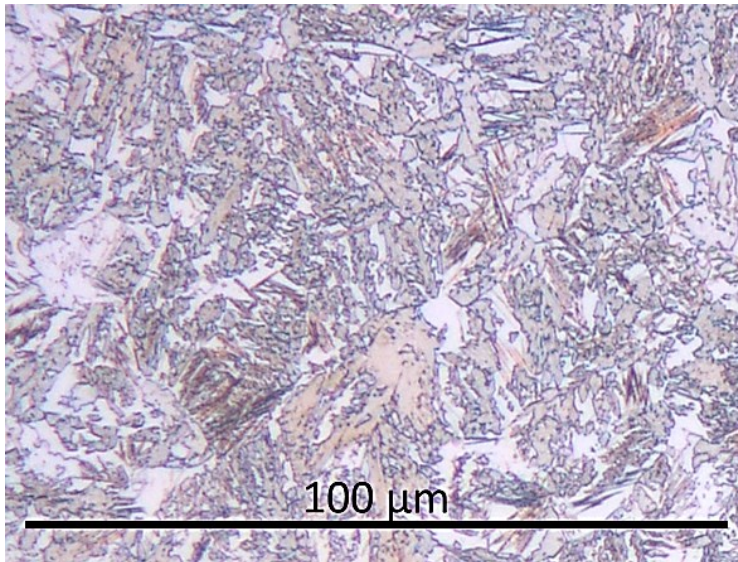
Stahl	HT [°C]	R <sub>m</sub> [MPa]	S <sub>Rm</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	S <sub>Rp0,2</sub> [MPa]	A <sub>g</sub> [%]	S <sub>Ag</sub> [%]	A <sub>50</sub> [%]	S <sub>A50</sub> [%]	HV 10 [1]	S <sub>HV10</sub> [1]
BASIS	400	1287	5	520	2	14,6	0,7	15,2	0,8	400	10
	450	1252	12	724	5	15,8	0,2	16,1	0,2	362	5
	500	1177	3	724	2	19,4	0,7	20,9	0,5	363	2
BASIS+Cr	400	1362	8	651	11	12,4	1,6	13,6	2,2	407	9
	450	1339	21	757	21	19,6	1,2	21,6	2,1	378	3
	500	1267	32	792	8	21,2	1,6	22,6	1,9	388	8
BASIS+Cr+MLE	400	1278	12	657	11	14,8	1,4	16,2	1,1	412	10
	450	1346	9	846	3	17,6	1,5	20,2	0,8	393	7
	500	1345	12	889	23	15,4	0,4	21,0	0,7	416	5
BASIS+Cr+Al+MLE	400	1120	28	763	18	13,4	1,4	15,6	2,6	364	2
	450	1137	4	807	4	17,6	0,6	23,7	0,6	348	1
	500	1064	13	805	9	13,7	0,4	21,9	0,5	349	4
BASIS+Cr+MLE-C	400	1285	52	672	5	9,9	0,4	12,9	0,6	405	1
	450	1222	40	762	15	9,7	0,4	12,5	1,0	380	2
	500	1230	26	787	24	10,9	0,1	15,8	0,1	373	1
BASIS+Cr+MLE-Mn	400	1291	19	778	5	18,1	0,5	22,7	1,6	393	7
	450	1140	6	800	9	20,6	1,9	27,1	0,3	379	2
	500	1166	16	830	11	21,2	0,6	29,1	0,8	378	6
BASIS+Cr+Ni+MLE	400	1280	4	854	18	14,5	0,3	16,6	1,2	394	10
	450	1217	9	852	19	22,2	1,8	25,3	2,5	382	1
	500	1210	18	834	13	21,6	3,9	25,2	4,3	381	6
BASIS+Cr+Si-C	400	1318	23	751	14	13,3	0,7	17,8	1,2	413	9
	450	1190	10	806	9	13,7	0,4	19,3	0,9	379	2
	500	1164	13	812	8	17,7	0,4	23,4	0,4	375	6

### 6.6.8 Einfluss der Haspeltemperatur auf die Gefügeausbildung

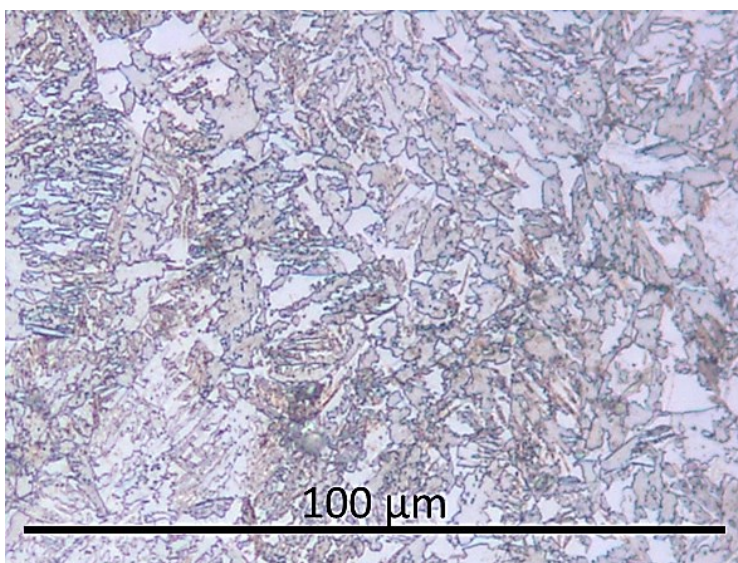
In lichtmikroskopischen bis zu einer Vergrößerung von 1000x Untersuchungen konnten keine entscheidenden Unterschiede zwischen den einzelnen Proben nach der Anwendung unterschiedlicher Haspeltemperaturen festgestellt werden. Der Anteil an Restaustenit im Vergleich verschiedener Legierungen erwies sich als im Wesentlichen gleich hoch (s. Abbildungen 72 bis 79). Ein Zusammenhang zwischen der jeweiligen Restaustenitmenge und der Haspeltemperatur konnte auf diese Weise nicht nachgewiesen werden. Die höchsten Mengen an Restaustenit wurden bei der Legierung BASIS+Cr und einer Haspeltemperatur von 450 °C gemessen, den niedrigsten Anteil an Restaustenit wies das Gefüge von BASIS+Cr+MLE-C bei einer Haspeltemperatur von 400 °C auf.



HT 400 °C; Bainit + 27 % RA



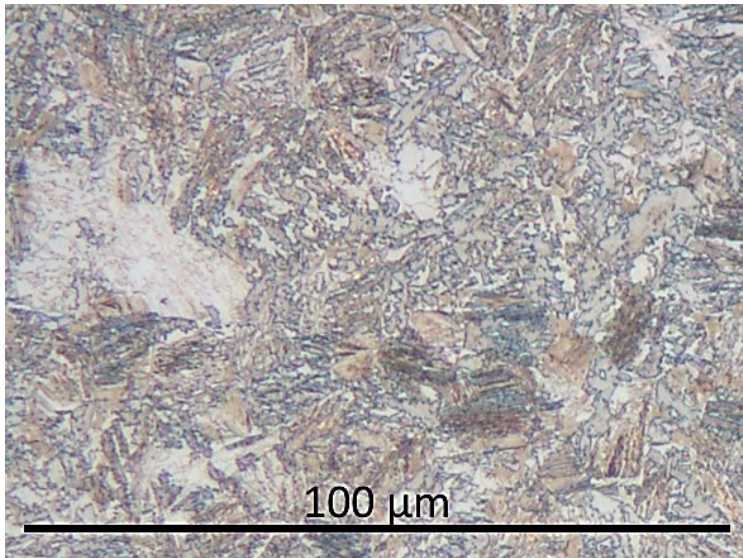
HT 450 °C; Bainit + 30 % RA



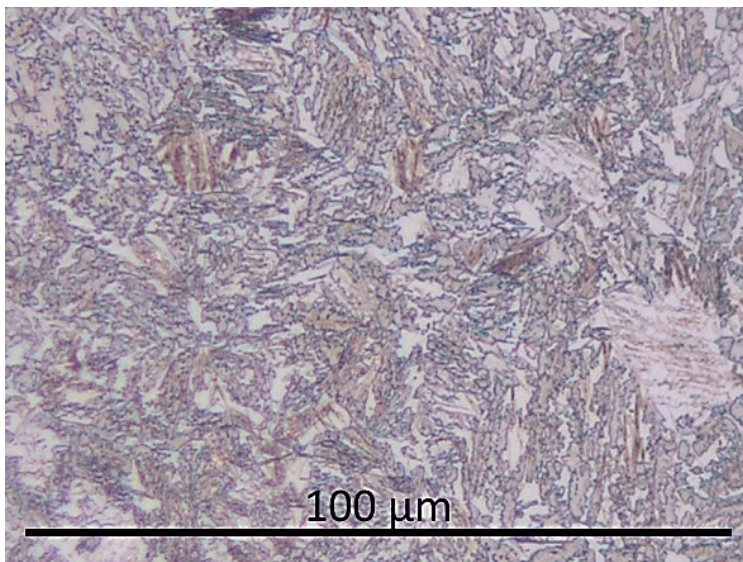
HT 500 °C; Bainit + 30 % RA

**Abbildung 72:** Gefügeaufnahmen von BASIS nach dem Warmwalzen

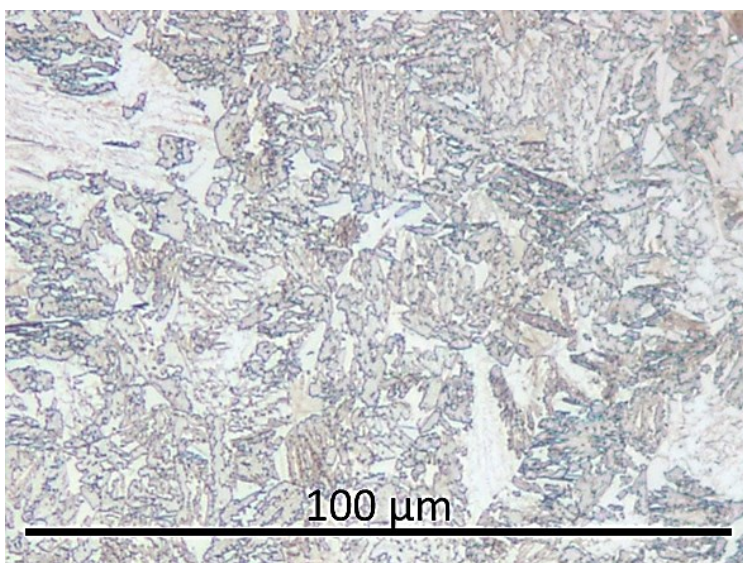




HT 400 °C; Bainit + 29 % RA



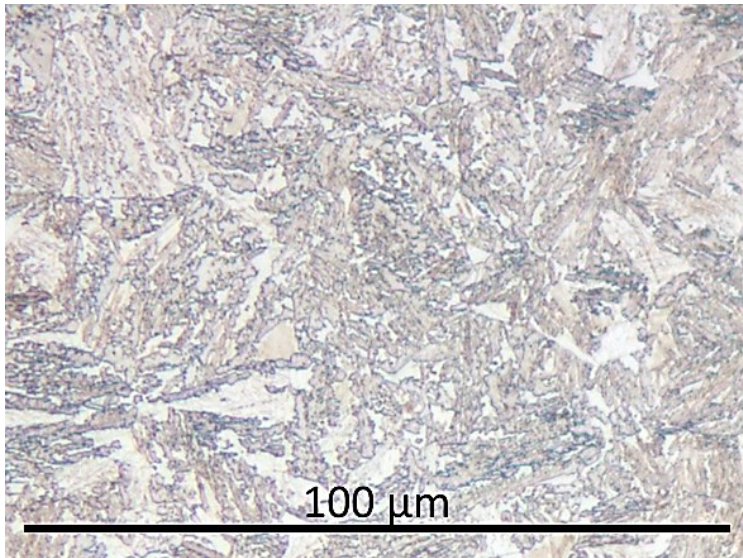
HT 450 °C; Bainit + 33 % RA



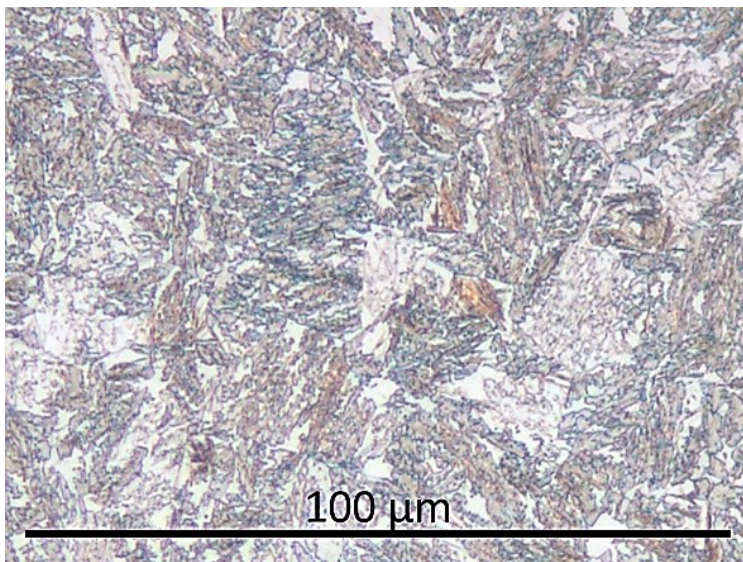
HT 500 °C; Bainit + 30 % RA

**Abbildung 73:** Gefügebraufnahmen von BASIS+Cr nach dem Warmwalzen

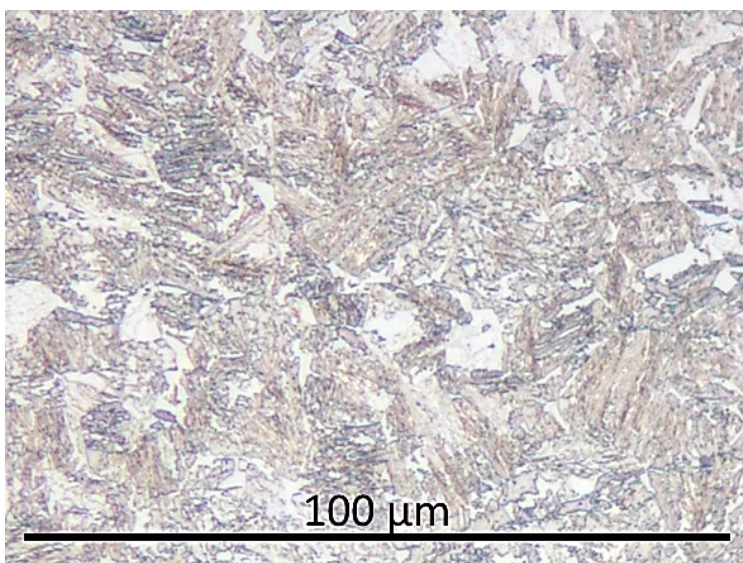




HT 400 °C; Bainit + 29 % RA



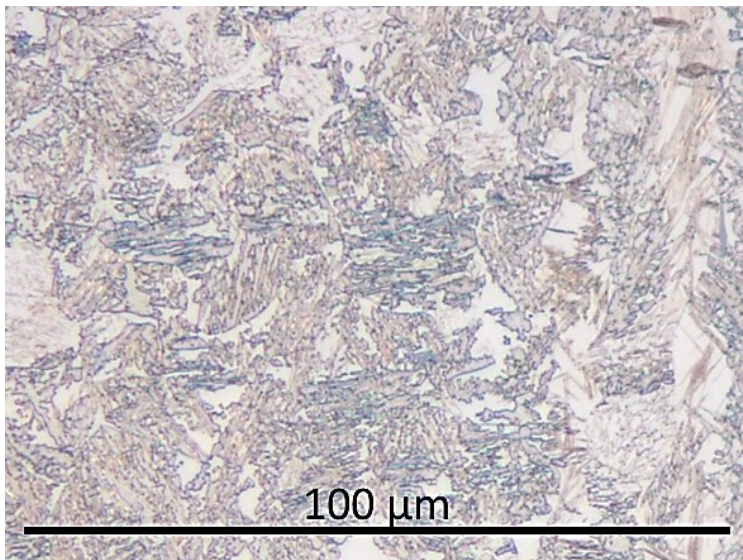
HT 450 °C; Bainit + 31 % RA



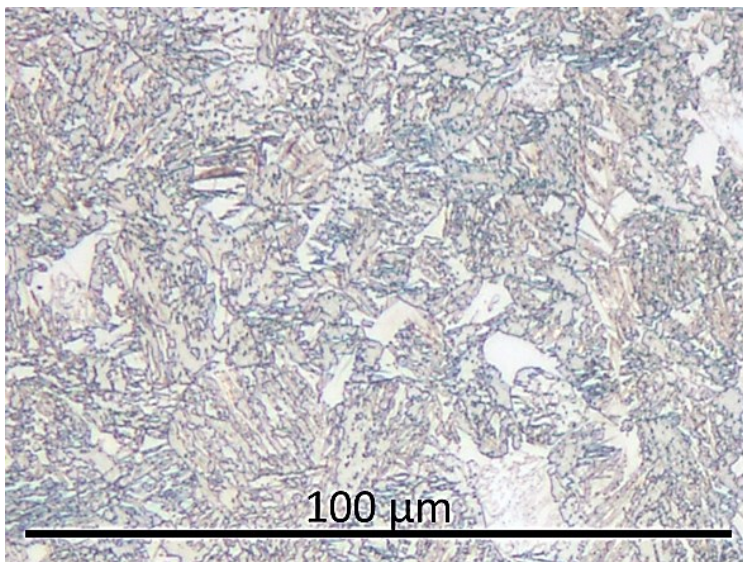
HT 500 °C; Bainit + 30 % RA

**Abbildung 74:** Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr+MLE nach dem Warmwalzen

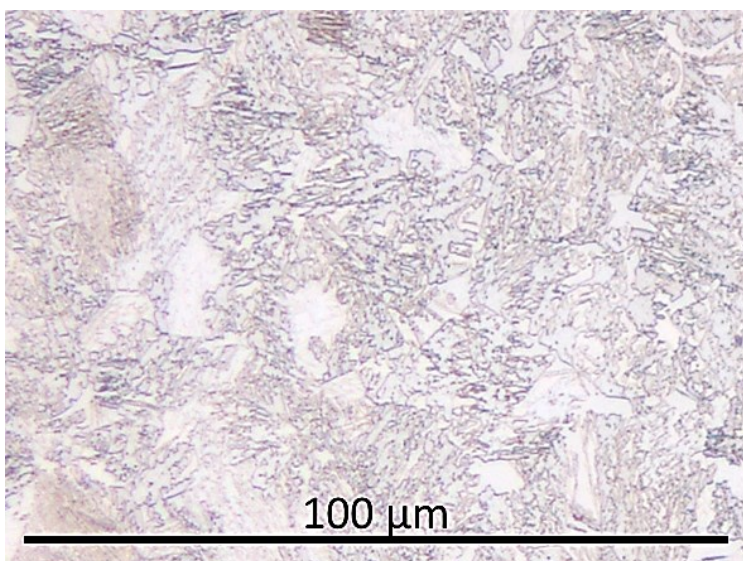




HT 400 °C; Bainit + 29 % RA



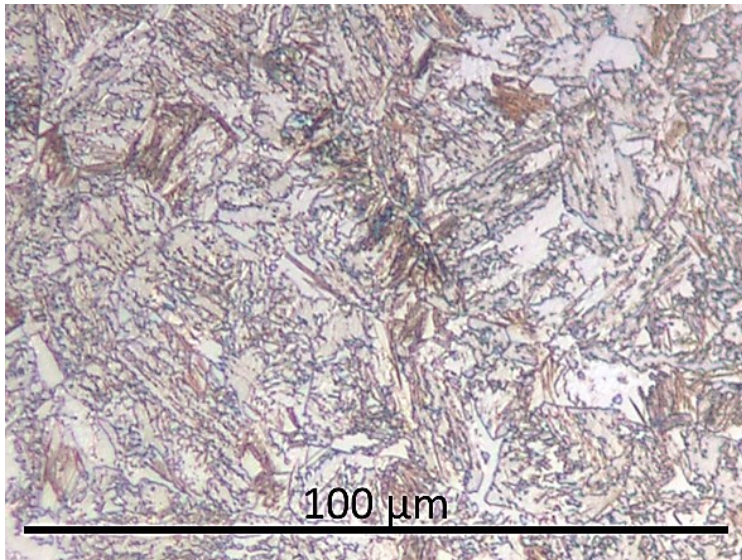
HT 450 °C; Bainit + 32 % RA



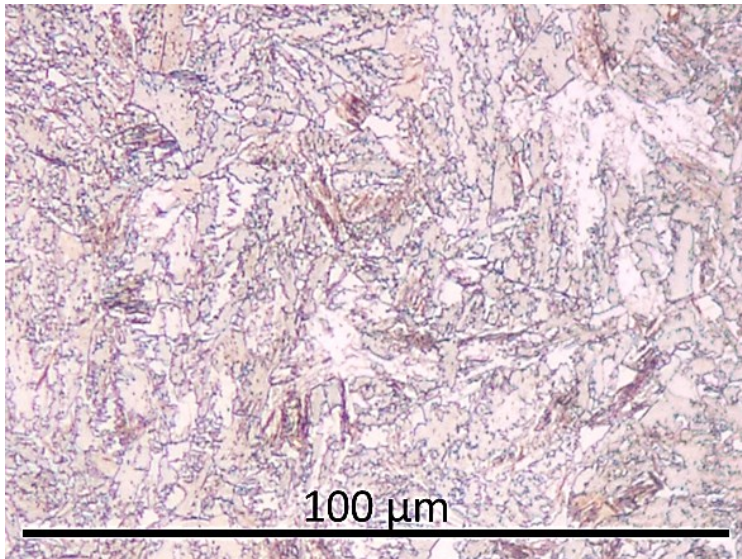
HT 500 °C; Bainit + 26 % RA

**Abbildung 75:** Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr+Al+MLE nach dem Warmwalzen

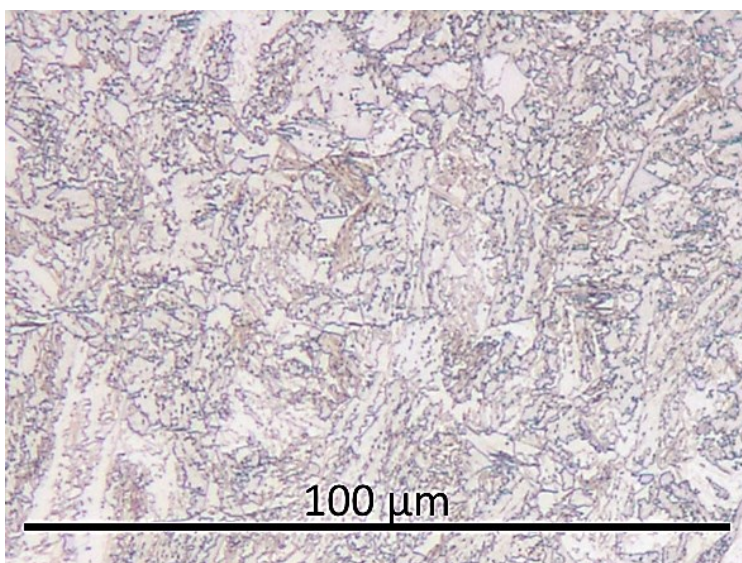




HT 400 °C; Bainit + 16% RA



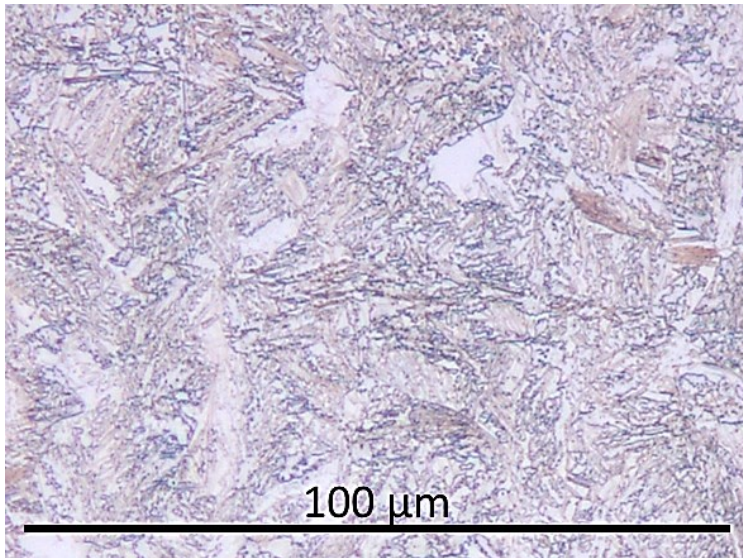
HT 450 °C; Bainit + 22 % RA



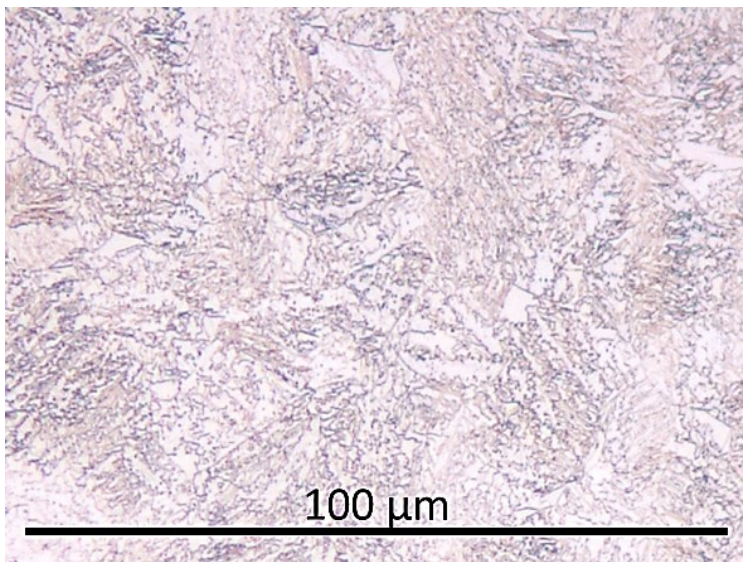
HT 500 °C; Bainit + 19 % RA

**Abbildung 76:** Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-C nach dem Warmwalzen

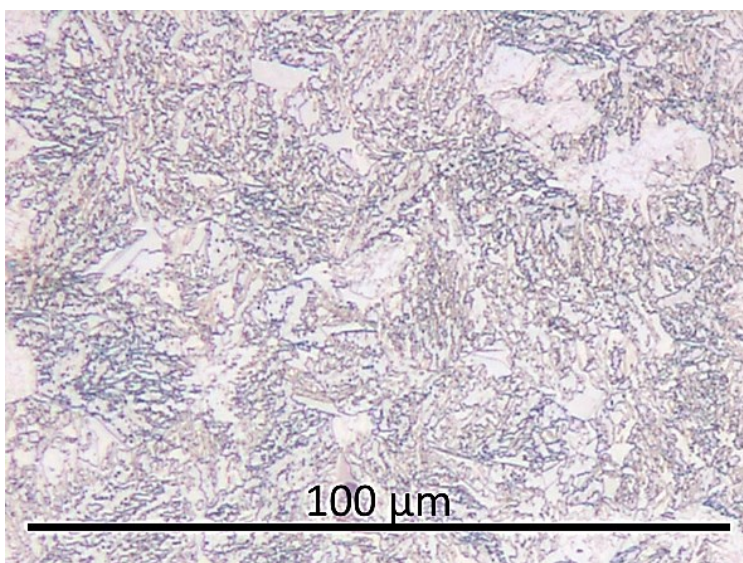




HT 400 °C; Bainit + 29 % RA



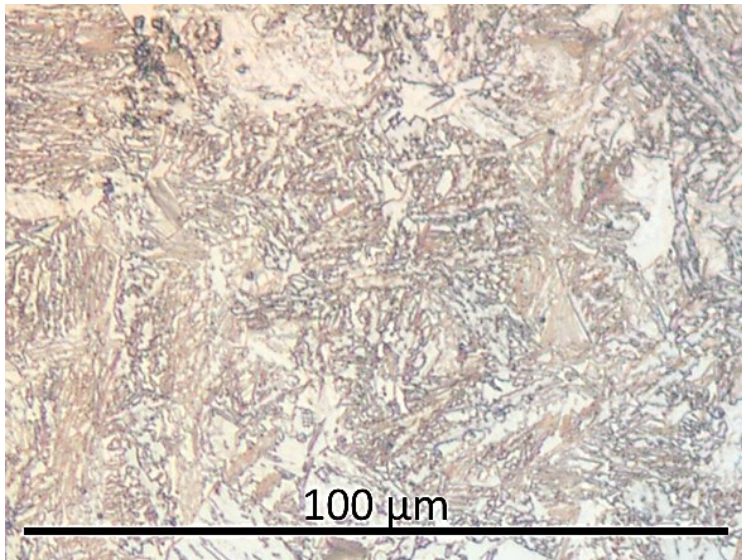
HT 450 °C; Bainit + 29 % RA



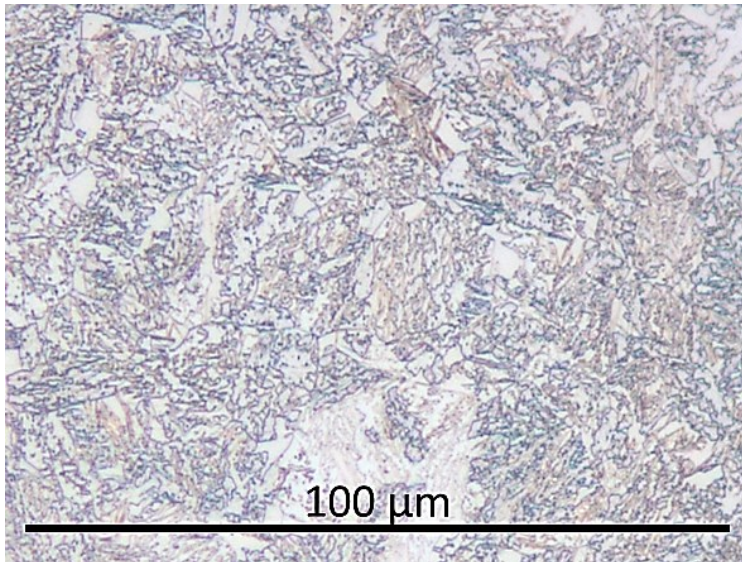
HT 500 °C; Bainit + 30 % RA

**Abbildung 77:** Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen

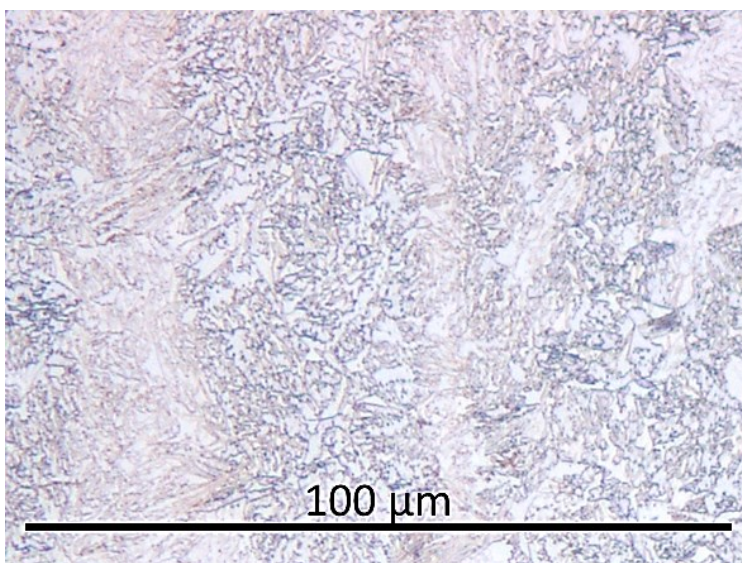




HT 400 °C; Bainit + 27 % RA



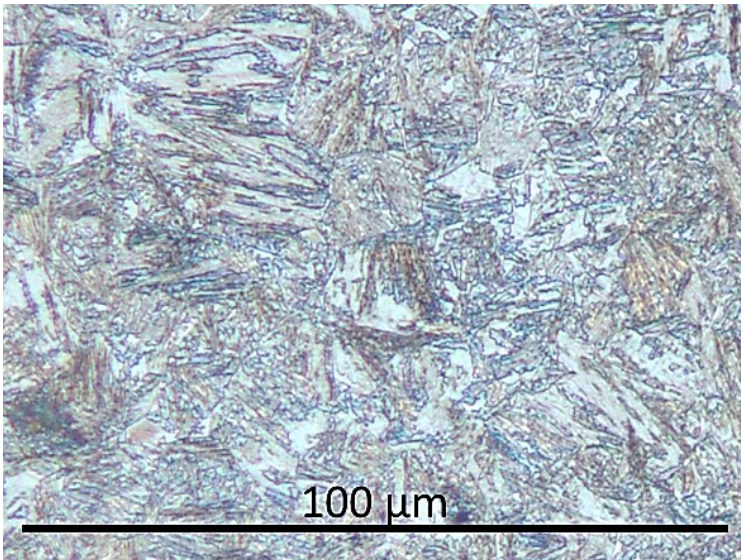
HT 450 °C; Bainit + 32 % RA



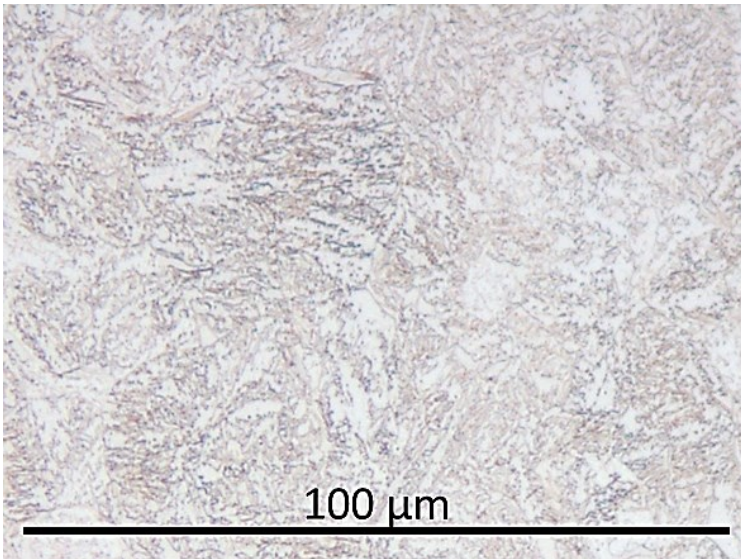
HT 500 °C; Bainit + 27 % RA

**Abbildung 78:** Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Ni+MLE nach dem Warmwalzen

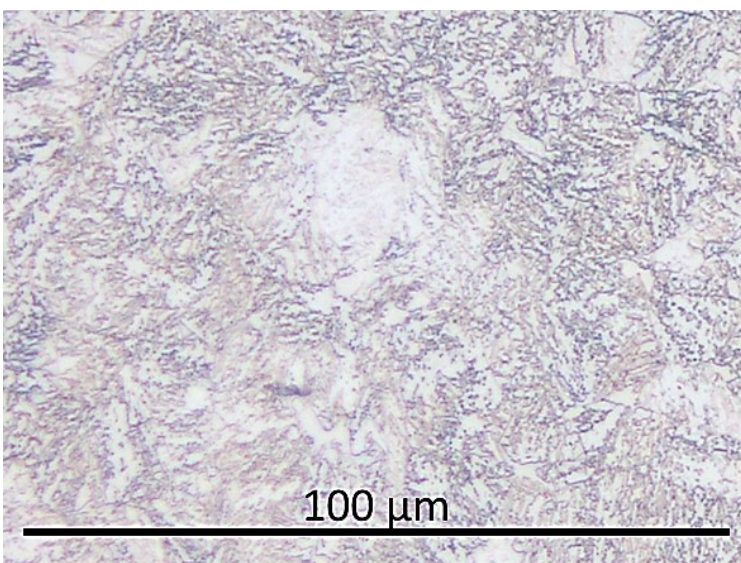




HT 400 °C; Bainit + 22 % RA



HT 450 °C; Bainit + 24 % RA

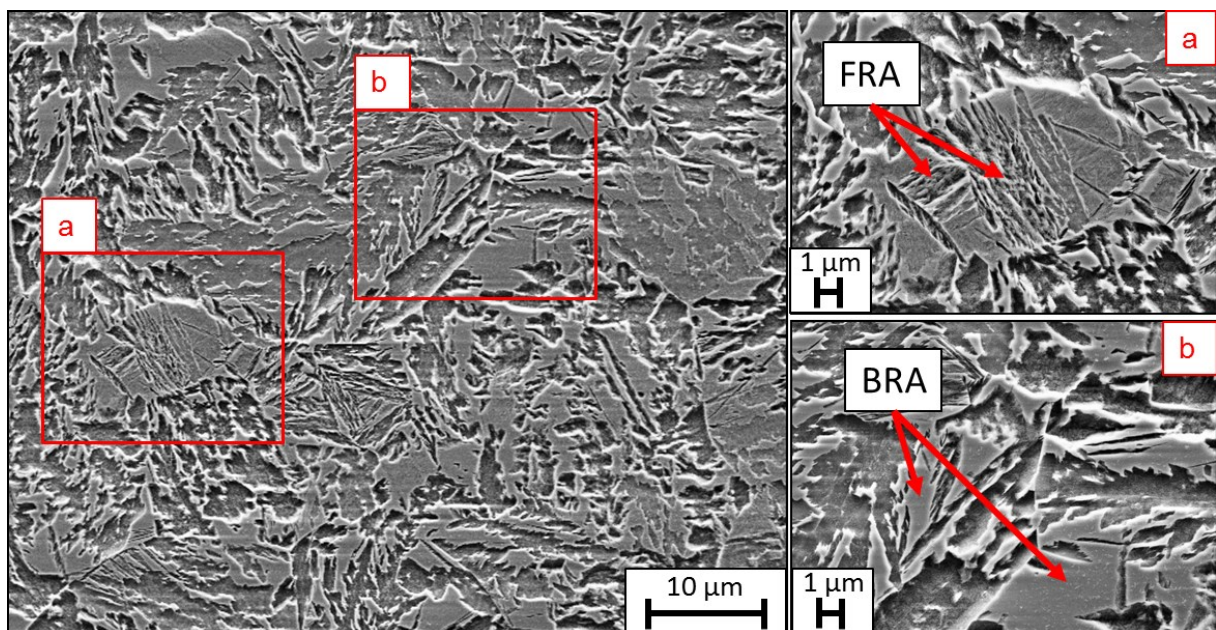


HT 500 °C; Bainit + 24 % RA

**Abbildung 79:** Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Si-C nach dem Warmwalzen

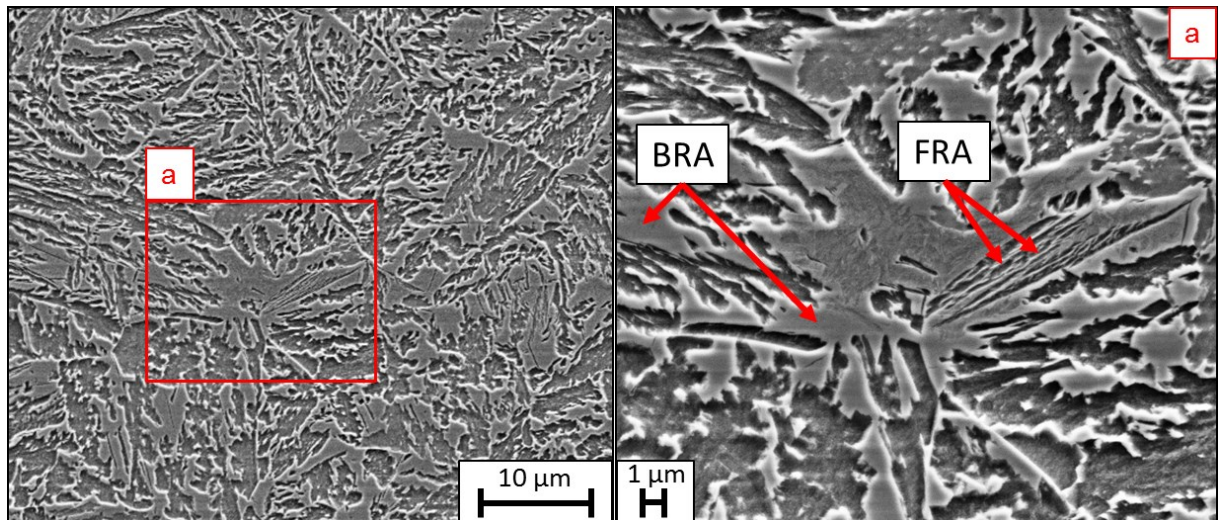
Um das jeweilige Gefüge bestimmter Stähle genauer analysieren zu können, wurden an ausgewählten Proben REM-Untersuchungen durchgeführt. Zur Überprüfung wurden deshalb diejenigen Proben ausgewählt deren Haspeltemperatur 500 °C betrug, da diese generell ein Bainitgefüge mit lokal unterschiedlichen Strukturen zeigen.

Bei allen Stählen wurde unter dem REM eine unterschiedliche Morphologie des Restaustenits beobachtet. Diese wiederum beeinflusst die mechanischen Kennwerte des jeweiligen Materials. Die hohen Dehnwerte resultieren aus dem in Gefüge vorhandenen filmartigen Restaustenit (FRA) welcher in den Abbildungen 80 bis 84 zu erkennen ist. Dieser liegt dabei stets zwischen den Ferritnadeln, wobei die Dicken der einzelnen Restaustenitfilme selten 0,1 µm überschreiten. Die REM-Untersuchungen lassen darüber hinaus auch blockartigen Restaustenit erkennen, wobei der filmartige üblicherweise in den blockartigen Restaustenit übergeht. Die Inseln des blockartigen Restaustenits erreichen Größen bis zu 5 µm. Bei diesen Sondierungen wurden selten größere Inseln, welche nicht von bainitischen Platten durchgeschnitten wurden (s. Abbildung 83), beobachtet.

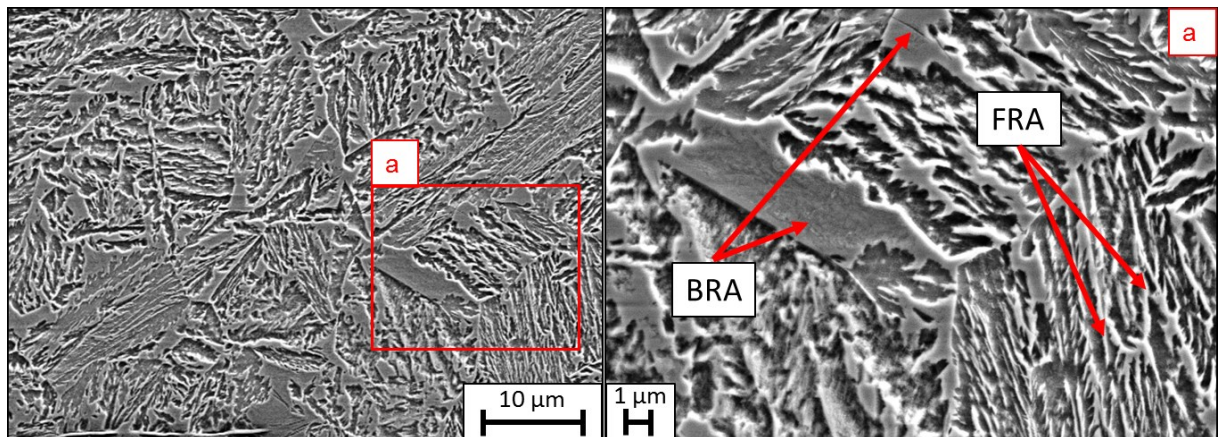


**Abbildung 80:** REM-Aufnahmen von BASIS nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C

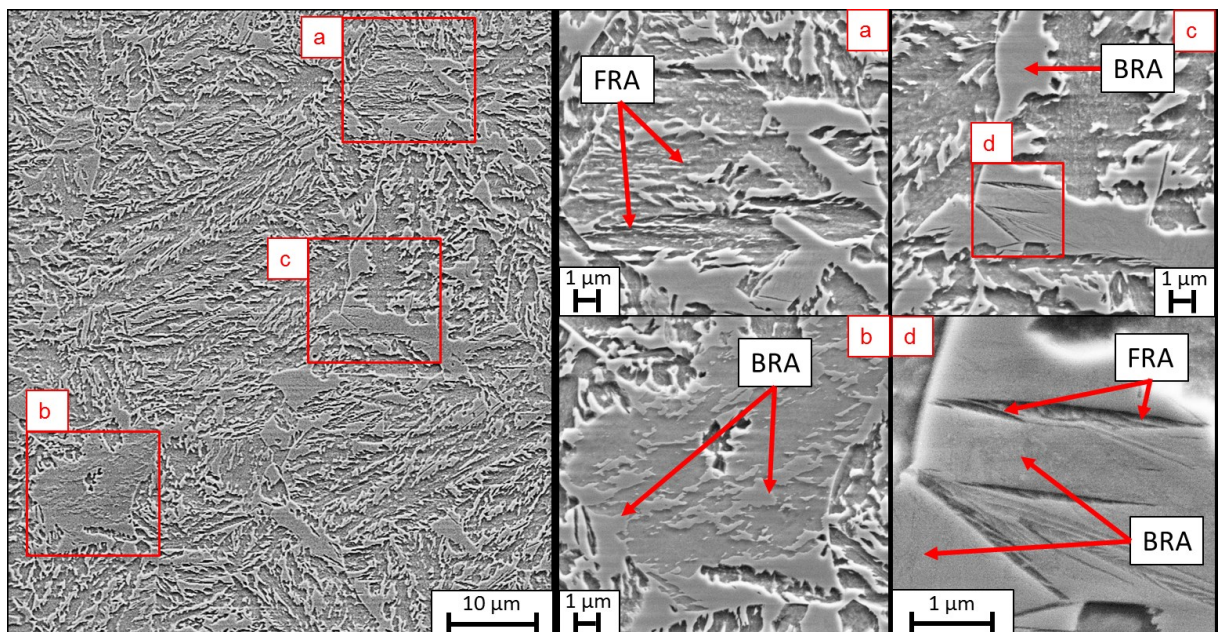




**Abbildung 81:** REM-Aufnahmen von BASIS+Cr nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C

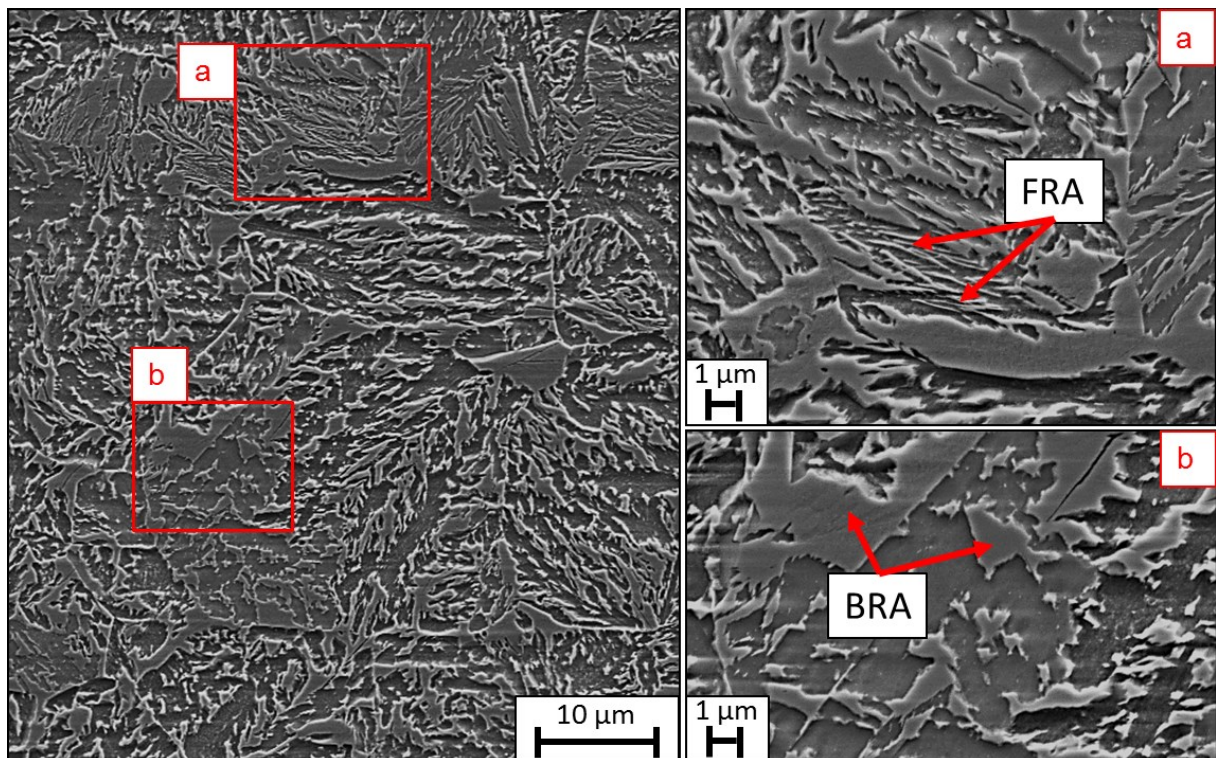


**Abbildung 82:** REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C



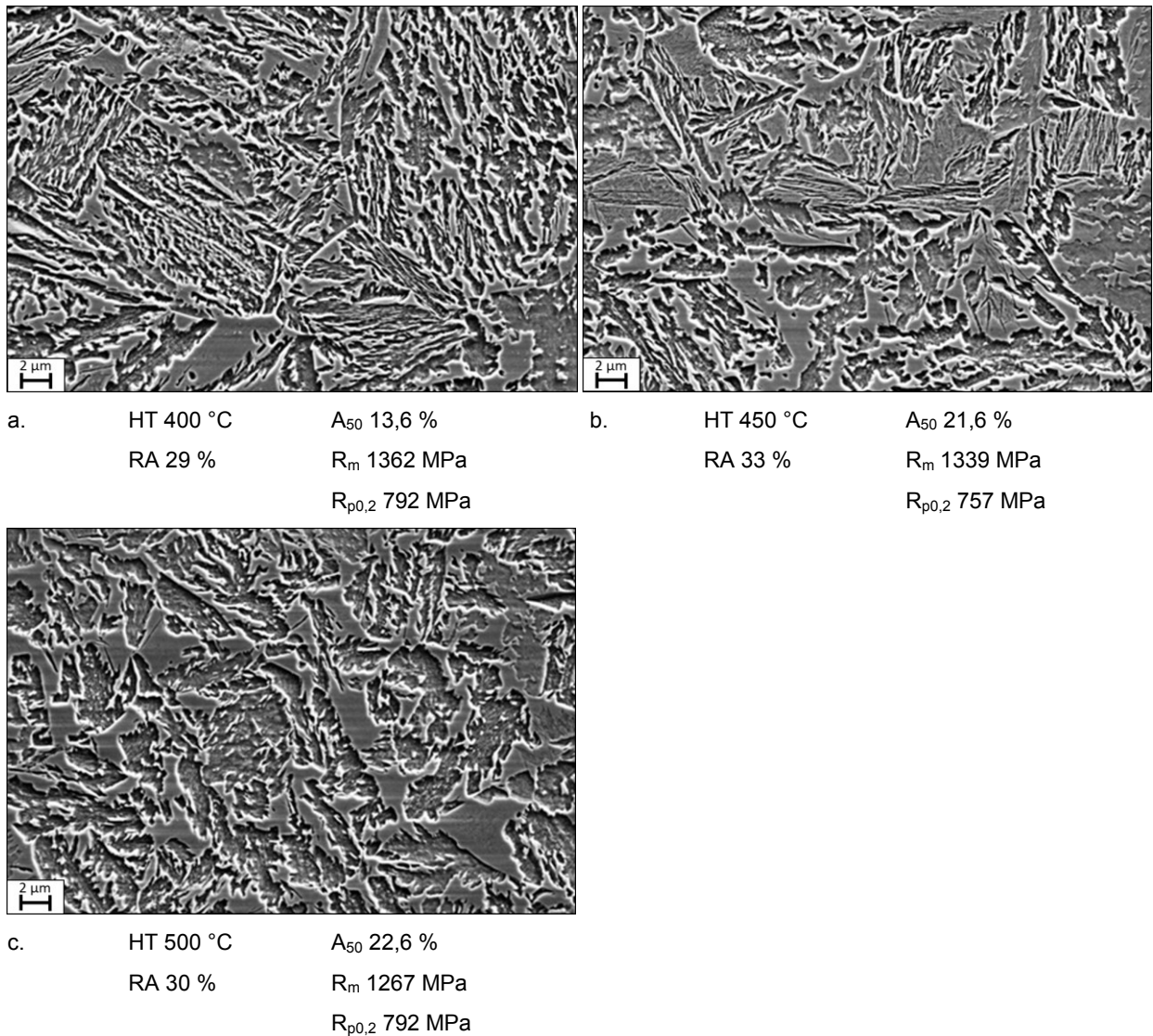
**Abbildung 83:** REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C





**Abbildung 84:** REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C

Um den Einfluss der Haspeltemperatur und der daraus resultierenden Abkühlbedingungen nachzuweisen wurden die REM-Aufnahmen der Stahlsorte BASIS+Cr bei unterschiedlichen Haspeltemperaturen qualitative miteinander verglichen. Die niedrigere Haspeltemperatur von 400 °C verursachte die Bildung eines feineren Bainitgefüges, welches hauptsächlich aus feinen Restaustenitfilmen besteht. Diese befinden sich zwischen den Bainitplatten. Grobe Inseln blockartigen Restaustenits hingegen sind in diesem Fall selten zu beobachten. Mit einem Anstieg der Haspeltemperatur veränderte sich das Gefüge sukzessive von fein nach grob. Inseln blockartigen Restaustenits waren in Gefügen von bei 450 und 500 °C gehaspelten Bändern häufiger nachweisbar als bei einer Haspeltemperatur von 400 °C, und deren Anzahl nahm mit steigender Haspeltemperatur zu.



**Abbildung 85:** Zusammenstellung der unterschiedlichen Gefüge und mechanischen Eigenschaften des Stahls BASIS+Cr; a. b. c.: feines, gröberes, größtes Gefüge

### 6.6.9 Zusammenfassung der Walzversuche I und II

Die Reihen der Laborversuche mit den gewählten Legierungen sind mit dem Ziel durchgeführt worden, den Einfluss der Endwalztemperatur sowie den der Haspeltemperatur experimentell zu untermauern. Durch sie konnte gezeigt werden, wie hoch die erreichbaren Festigkeits- und Bruchdehnungswerte aller untersuchten Stähle sein können.

Die festgestellten Unterschiede bezüglich der mechanischen Eigenschaften hängen sowohl mit dem Austenitzustand vor der Umwandlung als auch der dann folgenden bainitischen Umwandlungskinetik zusammen. Somit beeinflussen beide genannten Aspekte die resultierende Morphologie des Restaustenits. In den Versuchen wurde offensichtlich, dass die Restaustenitmorphologie, welche die mechanischen Eigenschaften bestimmt, entscheidend von den Startbedingungen vor einer Gefügewandlung abhängt, d. h. vom Anfangszustand des Austenits, dem Ausschei-

dungszustand, der chemischen Triebkraft und von der aktuell vorhandenen Umwandlungstemperatur (HT).

Der Anstieg der Streckgrenze ist auf die Umwandlung des wenig stabilen Restaustenits in Martensit bereits im elastischen Bereich der Umformung zurückzuführen. Die Absenkung der Dehnungsgrenze kann durch Umwandlung desjenigen Restaustenits verursacht werden, der nicht bereits während der bainitischen Umwandlung stark mit Kohlenstoff angereichert wurde. Dieser Anteil an Restaustenit steht bei einer weiteren Umformung nicht mehr zur Dehnungssteigerung (TRIP-Effekt) zur Verfügung.

Aus den durchgeführten Versuchen kann weiterhin abgeleitet werden, dass die höchste Bruchdehnung bei einem Gefüge aus Bainit sowie aus filmartigem Restaustenit - gemischt mit sehr feinen und gleichmäßig verteilten Inseln blockartigen Restaustenits - erreicht wird. Diese Restaustenit-Inseln leisten einen zusätzlichen Beitrag zur Erhöhung der Bruchdehnung. Diese These wurde auch durch Resultate der REM-Mikroskopie bestätigt, und die entsprechenden Gefügestrukturen, Wärmebedingungen und mechanischen Kennwerte sind in Abbildung 85 dargestellt. Die höchste Güte (also Resultate der Multiplikation von  $R_m$  und  $A_{50}$ ) wurde bei der Austenitisierungstemperatur 970 °C sowie einer Haspeltemperatur von 350 °C erzielt, und sie beträgt 30.125 MPa · %. Bei einer Haspeltemperatur von 500 °C unter sonst gleichen Bedingungen wurde eine Güte von 28.634 MPa · % erreicht.

Somit lassen sich Bedingungen für die abschließende Laborwalzung, die gleichzeitig auch die realen Bedingungen im industriellen Warmwalzbetrieb berücksichtigen soll, ableiten. Diese Bedingungen sind:

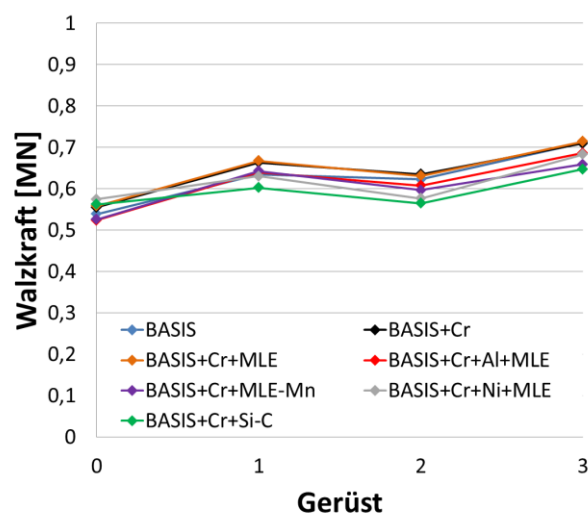
<b>Wärmtemperatur:</b>	<b><math>\vartheta_\gamma \geq 1150 \text{ °C}</math></b>
<b>Endwalztemperatur:</b>	<b>EWT <math>\geq 970 \text{ °C}</math></b>
<b>Abkühlgeschwindigkeit nach dem letzten Warmwalzstich:</b>	<b><math>\geq 10 \text{ K/s}</math></b>
<b>Haspeltemperatur:</b>	<b>HT=450 – 500 °C</b>

## 6.7 Warmwalzversuche mit Berücksichtigung der betrieblichen Bedingungen

Die gemessenen Walztemperaturen sind in Tabelle 35 und die Walzkräfte in Abbildung 86 zusammengestellt. Die Walzkräfte wurden dabei zur Analyse des Austenitzustandes (verfestigt oder entfestigt?) herangezogen. Der gemessene Anstieg der Walzkräfte hängt mit der situationsspezifisch veränderten Umformtemperatur zusammen.

**Tabelle 35:** Temperatur vor (v.) und nach (n.) einem Gerüst

Stahl	v. F0 [°C]	n. F0 [°C]	v. F1 [°C]	v. F2 [°C]	n. F3 bzw. EWT [°C]
<b>BASIS</b>	1053	1075	943	937	937
<b>BASIS+Cr</b>	1054	1068	973	924	937
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	1056	1047	952	919	932
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	1047	1072	958	940	920
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	1064	1073	970	939	935
<b>BASIS+Cr+Ni+MLE</b>	1066	1051	947	929	940
<b>BASIS-C+Si+Cr</b>	1048	1067	908	932	920



**Abbildung 86:** Walzkraft in den Gerüsten



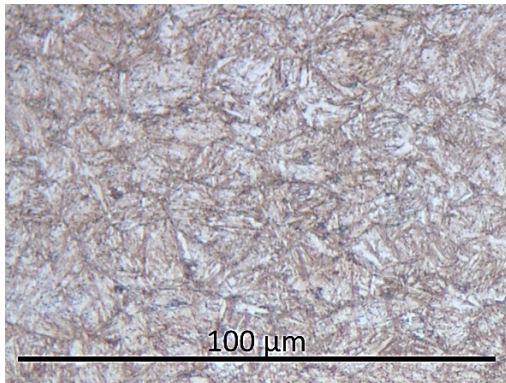
Den gewalzten Bändern wurden Proben zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften sowie für metallographische Untersuchungen entnommen. Die mechanischen Kennwerte und die Gefügaufnahmen sind in Tabelle 36 und Abbildung 87 zusammengestellt.

Die Ergebnisse zeigen, dass - außer der Basisversion (BASIS) - alle untersuchten Legierungen sehr hohe Güte aufweisen. Dabei zeigt die Legierung BASIS+Cr+MLE-Mn das höchste aller Produkte. Geringere wurden bei Stählen BASIS+Cr bis BASIS+Cr+Al+MLE und BASIS+Cr+Si-C ermittelt. Gleichzeitig erreichte die Dehngrenze Werte zwischen 780 und 830 bzw. die Zugfestigkeit Resultate zwischen 1030 und 1315 MPa. Die höchste Bruchdehnung wurde der bei Stahlsorte BASIS+Cr+MLE-Mn gemessen, und sie betrug 28 %.

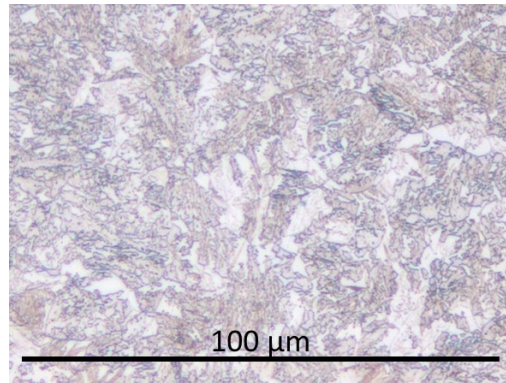
**Tabelle 36:** Mechanische Eigenschaften und Standardabweichung der Messungen der untersuchten Stähle nach dem Warmwalzen mit EWT = 930 °C und HT = 500 °C

Stahl	R <sub>m</sub> [MPa]	S <sub>Rm</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	S <sub>Rp0,2</sub> [%]	A <sub>g</sub> [%]	S <sub>Ag</sub> [%]	A <sub>50</sub> [%]	S <sub>A50</sub> [%]
<b>BASIS</b>	1347	7	1107	17	6,8	0,3	7,7	0,7
<b>BASIS+Cr</b>	1240	3	767	6	17,4	0,5	19,9	0,6
<b>BASIS+Cr+MLE</b>	1313	9	830	4	16,4	2,1	20,4	0,3
<b>BASIS+Cr+Al+MLE</b>	1031	6	781	1	14,0	1,2	18,3	1,8
<b>BASIS+Cr+MLE-C</b>	1131	21	808	29	13,7	0,5	16,8	0,6
<b>BASIS+Cr+MLE-Mn</b>	1162	13	805	4	22,7	1,5	28,6	1,5
<b>BASIS+Cr+Ni+MLE</b>	1234	22	815	19	21,4	1,4	26,2	2,6
<b>BASIS+Cr+Si-C</b>	1134	12	784	5	16,2	0,3	21,6	0,5

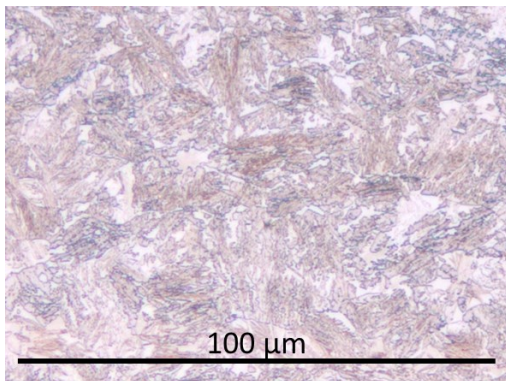
Die Gefügaufnahmen (s. Abbildung 87) zeigen, dass bei allen Stählen (außer der Sorte BASIS) ein Bainitgefüge erreicht wurde, welches homogen und fein ist und alle untersuchten Legierungen einen hohen Anteil an Restaustenit aufweisen. Der niedrige Wert der Bruchdehnung bei dem Stahl BASIS kann durch dessen niedrigeren Restaustenitgehalt erklärt werden.



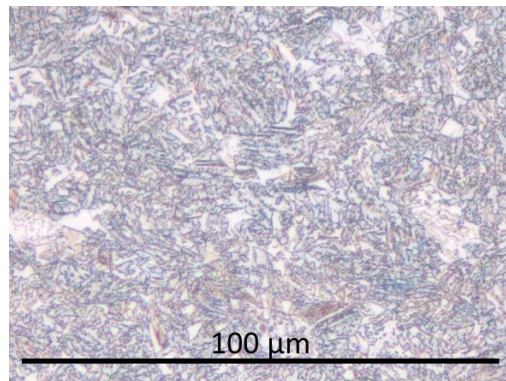
BASIS: Bainit + 3% RA



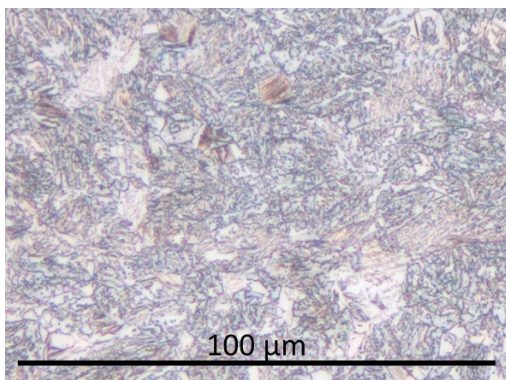
BASIS+Cr: Bainit + 29% RA



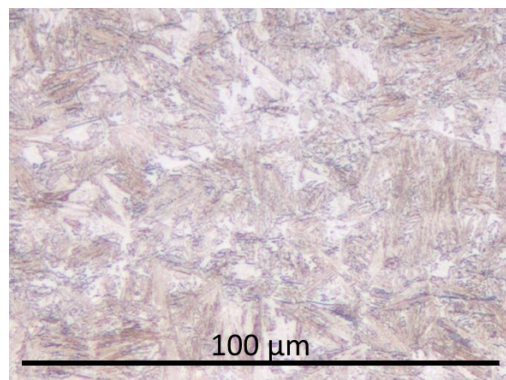
BASIS+Cr+MLE: Bainit + 31% RA



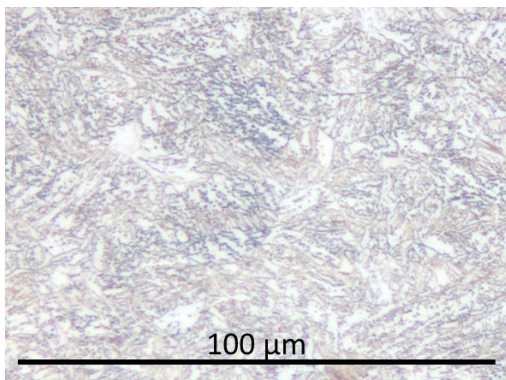
BASIS+Cr+AL+MLE: Bainit + 30% RA



BASIS+Cr+MLE-Mn: Bainit + 33% RA



BASIS+Cr+Ni+MLE: Bainit + 30% RA



BASIS+Cr+Si-C: Bainit + 25% RA

**Abbildung 87:** Gefügeaufnahmen und Restaustenit der untersuchten Stähle nach dem Warmwalzen mit EWT = 930 °C und HT = 500 °C

## 6.8 Betriebsversuche

Die an die Betriebsbedingungen speziell angepasste und im Labor evaluierte [98] chemische Zusammensetzung der Betriebsschmelze sowie die Walzbedingungen der Betriebsversuche sind in Kapitel 5.8 erläutert. Aus betrieblich gewalzten Bändern wurden Proben zur Ermittlung mechanischer Eigenschaften und für metallographische Untersuchungen entnommen. Die mechanischen Kennwerte sowie die Gefügeaufnahmen sind – wie oben bereits angegeben - in Tabelle 37 und Abbildung 87 zusammengestellt.

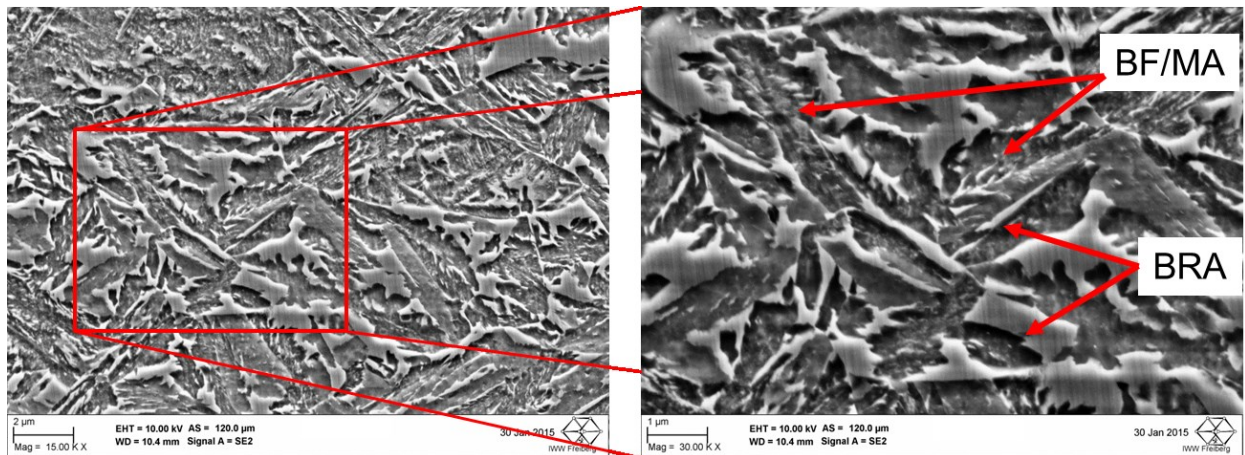
Die Ergebnisse zeigen, dass alle betrieblich erzeugte Bänder sehr hohe Werte der Multiplikation von  $R_m$  und  $A_{80}$  aufweisen. Dabei ergab sich das höchste Produkt bei der mittleren Haspeltemperatur. Geringere Güten wurden bei niedriger Haspeltemperatur ermittelt. Gleichzeitig erreichten die Dehngrenze bzw. die Zugfestigkeit Werte zwischen  $R_{p0,2} = 840$  und  $1250$  bzw.  $R_m = 1300$  und  $1550$  MPa. Die höchste Dehnung wurde ebenfalls bei mittlerer Haspeltemperatur gemessen und betrug 21 %.

**Tabelle 37:** Mechanische Eigenschaften von BETRIEB nach betrieblichen Warmwalzen

HT	$R_m$ [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$A_{80}$ [%]	$R_m \cdot A_{80}$ [MPa*%]	RA [%]
hoch	1320	890	16	21.120	27
	1300	910	19	24.700	26
mittel	1330	840	12	15.960	27
	1340	860	21	28.140	27
niedrig	1440	930	11	15.840	25
	1550	1250	9	13.950	17

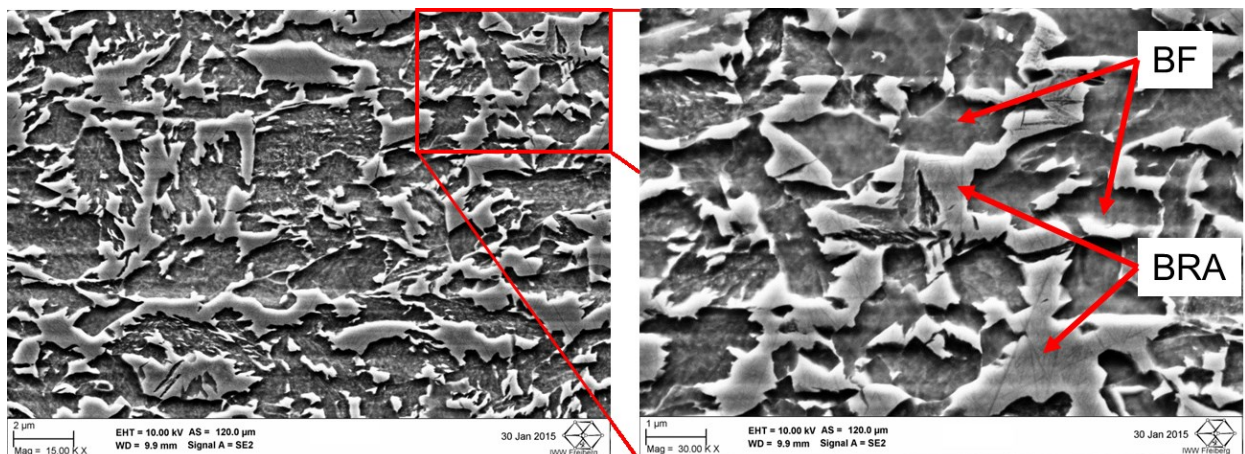
Bei den mit niedriger und hoher Haspeltemperatur gefertigten Bändern wurden REM-Analysen untergezogen, und dabei zeigte sich ein deutlicher Unterschied in der Restaustenitmorphologie, welche ihrerseits wiederum einen großen Einfluss auf die mechanischen Endprodukt-Eigenschaften ausübt. Die sehr feine Struktur (bei niedriger Haspeltemperatur) zwischen den BRA-Inseln wurde als Bainit/Martensit-Gemisch (BF/MA) identifiziert (s. Abbildung 88). Der blockartige Restaustenit (BRA) beinhaltete teilweise auch innerhalb der Inseln Martensit, der allerdings nur sehr schwer angeätzt werden konnte.





**Abbildung 88:** BETRIEB – Warmband, niedrige Haspeltemperatur, REM-Aufnahmen

Durch eine Erhöhung der Haspeltemperatur (auf die höchste) änderte sich das Temperaturprofil im Zuge der Coil-Abkühlung so, dass das Wachstum des Bainits nunmehr schneller verlaufen konnte. Dabei wurde die Morphologie des Restaustenits beeinflusst und die Entstehung größerer Restaustenitinseln begünstigt. Im Gefüge waren feine Filme aus Restaustenit anschließend nicht mehr zu erkennen. Das Gefüge des Warmbandes nach hoher Haspeltemperatur ist in Abbildung 89 dargestellt.



**Abbildung 89:** BETRIEB – Warmband, hohe Haspeltemperatur REM-Aufnahmen

Die auf den industriellen Anlagen erzeugten Warmbänder zeigten hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften und des Gefüges die prinzipiell gleichen Tendenzen wie die pilotgefertigten Warmbänder (s. Kapitel 5.8). In diesem Zusammenhang aufgetretene Abweichungen in den absoluten Werten mechanischer Eigenschaften sind auf die unterschiedliche chemische Zusammensetzung zurückzuführen. Im Gegensatz dazu stimmen die eingestellten Gefüge mit den Ergebnissen aus der Pilotfertigung überein.

## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Ziel der vorliegenden Arbeit war es, Grundlagen und Vorgehensweise für die Entwicklung einer neuen Gruppe von Stählen, welche auf bainitischem Gefüge mit Restaustenit basieren, zu erarbeiten. Das beinhaltete auch die Entwicklung einer Herstellungstechnologie für die Erzeugung von Warmband aus Stählen dieser Gruppe. Um die Aufgaben einzugrenzen und den aktuellen Bedarf an Stählen mit bestimmten Eigenschaften zu decken, sind die Untersuchungen auf Stähle beschränkt worden, die eine Kombination aus einer hohen Festigkeit zwischen 1200 und 1500 MPa und einer guten Bruchdehnung von mehr als 20 % aufweisen sollen. Diese Stähle sind für sicherheitsrelevante Komponenten des Fahrzeugbaus besonders wichtig und könnten heute eingesetzte Stähle und das Verfahren ihrer energieintensiven Herstellung durch Presshärten ersetzen.

Die Arbeit ist, wie in Kapitel 4 beschrieben wurde, in mehrere Teile gegliedert. Es sind dies Grundlagenuntersuchungen (**Teil 1**), Evaluierungsuntersuchung im Labor und Pilotversuche (**Teil 2**) sowie betriebliche Versuche (**Teil 3**). Diese systematische Vorgehensweise war notwendig, um die Variationsmöglichkeiten unter Berücksichtigung einer späteren industriellen Erzeugung für den jeweils nächsten Teil einzuschränken.

Der **Teil 1** umfasst einerseits die Darstellung der verschiedenen Legierungskombinationen, die auf Literaturerkenntnissen und einem selbst entwickelten Modell der bainitischen Umwandlung auf der Basis der Arbeit von Chester [84] beruhen. Andererseits sind die Untersuchungen zu metallkundlichen Prozessen während des Wärmens, des Umformens und des Abkühlens beschrieben worden. Sie konzentrierten sich auf die Ermittlung der Wärmtemperatur aus der Sicht der Löslichkeit der Legierungselemente und ihrer Wirkung auf die Umformbarkeit, auf die Ver- und Entfestigung des Austenits dieser Stähle sowie auf deren Umwandlungskinetik. Da die Umwandlung des Bainits mit Restaustenit ausschließlich im Coil erfolgen kann, ist ein Modell der Coilabkühlung entwickelt worden. Die Restaustenitmorphologie und deren Auswirkung auf die mechanischen Eigenschaften wurden ebenfalls untersucht.

Im **Teil 2** erfolgten ausgehend von diesen Ergebnissen mehrere Serien von Laborwalzungen auf einer halbkontinuierlichen Warmwalzanlage, die zum Ziel hatten, die Erkenntnisse aus den Grundlagenversuchen zu evaluieren, die mechanischen Eigenschaften an den gewalzten Bändern zu ermitteln und Daten für die zur Planung von betrieblichen Walzungen notwendigen Parametern zu gewinnen.

In den betrieblichen Walzungen (**Teil 3**) wurde am Beispiel einer Legierung, die eine Kombination aus den höchsten Werten der Festigkeit und der Bruchdehnung innerhalb der Laboruntersuchungen aufwies, die vorgeschlagene Technologie evaluiert. Variiert wurde dabei die Haspeltemperatur. Auch hier sind die Ergebnisse aus den Voruntersuchungen bestätigt worden.

Zusammenfassend sind folgende neue Erkenntnisse gewonnen worden:

- *Die Einstellung eines bainitischen Gefüges mit Restaustenit im kontinuierlichen Warmwalzprozess ist durch die entsprechende Anpassung der chemischen Zusammensetzung sowie der Walzstrategie möglich.*
- *Je tiefer die Haspeltemperatur ist, desto feiner ist die Morphologie des bainitischen Gefüges und desto höher sind die Festigkeiten, die bei ähnlichen Restaustenitgehalten erzielt werden können.*
- *Unabhängig von der Haspeltemperatur ist der Anteil an Restaustenit mit der chemischen Zusammensetzung steuerbar.*
- *Durch eine Verfestigung des Austenits im Walzprozess bei niedrigen Endwalztemperaturen ist zu erwarten, dass sich kein bainitisches Gefüge im Coil entwickeln wird.*

Die gewonnenen Erkenntnisse zeigen, dass Stähle, mit einem Gefügebau, bestehend aus Bainit mit Restaustenit, eine sehr attraktive Kombination aus Festigkeit und Bruchdehnung aufweisen. Das Potenzial der untersuchten Legierungen ist noch nicht ausgeschöpft worden. Nachfolgende Untersuchungen können daher auf deren Weiterverarbeitung sowie auf Möglichkeiten zur Anpassung der chemischen Zusammensetzung in Abhängigkeit der sich ständig verändernden Rohstoffpreise fokussiert werden. Ein universelles Berechnungsmodell der mechanischen Eigenschaften in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung dieser Stahlsorten kann für den Hersteller derartiger Materialien eine hohe Produktions- und Lieferflexibilität zur Folge haben. Zu den weiteren Forschungszielen sollten auch die Entwicklung neuer Werkzeuge für die Weiterverarbeitung solcher ultrahochfesten Stähle sowie Untersuchungen zum Verschleißverhalten derartiger Werkzeuge gehören.

## 8 Literaturverzeichnis

- [1] H. I. Aaronson, "On the Problem of Definitions and the Mechanism of Bainite Reaction", *The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids*, Institute of Metals, London, S. 270-281, 1968.
- [2] H. I. Aaronson, H. A. Domian und G. M. Pound, „Thermodynamics of the austenite-proeutectoid ferrite transformation: Fe-C alloys“, *TMS AIME*, Bd. 236, S. 753-767, 1966.
- [3] R. F. Hehemann, K. R. Kinsman und H. I. Aaronson, „Debate on the Bainite Reaction“, *Metallurgical Transactions*, Bd. 3, S. 1077-1094, 1972.
- [4] H. K. D. H. Bhadeshia, „*Bainite in Steel*“, Buch, Cambridge: Institute of Materials, 2001.
- [5] B. C. Muddle und J. F. Nie, „Formation of bainite as diffusional-displacive phase transformation“, *Scripta Materialia*, Bd. 47, S. 187-192, 2002.
- [6] H. K. D. H. Bhadeshia und D. V. Edmonds, „The Bainite Transformation in a Silicon Steel“, *Metallurgical Transactions / A*, Bd. 10A, S. 895-907, 1979.
- [7] B. L. Bramfitt und J. G. Speer, „A Perspective on the Morphology of Bainite“, *Metallurgical Transactions A*, Bd. 21, S. 817-829, 1990.
- [8] H. S. Fang, J. B. Yang, Z. G. Yang und B. Z. Bai, „The mechanism of bainite transformation in steels“, *Scripta Materialia*, Bd. 47, S. 157-162, 2002.
- [9] D. N. Shackleton und P. M. Kelly, „Physical Properties of Martensite and Bainite“, Buch, Iron and Steel Institute, London, 1963.
- [10] H. K. D. H. Bhadeshia, „The Lower Bainite Transformation and the Significance of Carbide Precipitation“, *Acta Metallurgica*, Bd. 28, S. 1103-1114, 1980.
- [11] F. G. Caballero, M. K. Miller und C. Garcia-Mateo, „Redistribution of alloying elements during tempering of a nanocrystalline steel“, *Acta Materialia*, Bd. 56, S. 188–199, 2008.

- [12] G. Rees, "Modeling of Microstructure in Novel High Strength Steel Welds", Dissertation, Cambridge: Department of Materials Science and Metallurgy, 1992.
- [13] J.-j. Wang, H.-s. Fang, Z.-g. Yang und Y.-k. Zheng, „Fine Structure and Formation Mechanism of Bainite in Steels“, *Iron & Steel Institute of Japan Journal*, Bd. 35, S. 992-1000, 1995.
- [14] E. Hesse und H. J. Eckstein, „Beitrag zum Umwandlungsverhalten kohlenstoffarmer unlegierter Stähle“, *Freiberger Forschunghefte VEB-Verlag für die Grundstoffindustrie*, S. 30-44, 1976.
- [15] S. J. Matas und R. F. Hehemann, „The Structure of Bainite in Hypoeutectoid Steels“, *Transactions of Metallurgical Society of AIME*, Bd. 221, S. 179-185, 1961.
- [16] F. B. Pickering, „Structure and Properties of Bainite in Steels“, *Transformation and Hardenability of Steels*, S. 109-132, 1967.
- [17] J. W. Christian, „Simple Geometry and Crystallography Applied to Ferrous Bainites“, *Metallurgical Transactions*, Bd. 21 A, S. 799-803, 1990.
- [18] G. B. Olson, H. K. D. H. Bhadashia und M. Cohen, „Coupled Diffusional/Displacive Transformations“, *Acta Metallurgica*, Bd. 37, S. 381-389, 1989.
- [19] L. C. Chang, „Bainite transformation temperatur in high-silicon steels“, *Metallurgical and Materials Transactions*, S. 909-916, 1999.
- [20] W. Bleck, „Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis“, Monographie, Mainz: RWTH Aachen, 2001, S. 270-289.
- [21] E. Girault, A. Mertens, P. Jacques, Y. Houbaert, B. Verlinden und J. Van Humbeeck, „Comparison of the Effects of Silicon and Aluminium on the Tensile Behaviour of Multiphase TRIP-Assisted Steels“, *Scripta Materialia*, Bd. 44, S. 885–892, 2001.



- [22] P. Jacques, E. Girault, T. Catlin und N. Geer, „Bainite transformation of low carbon Mn–Si TRIP-assisted multiphase steels: influence of silicon content on cementite precipitation and austenite retention“, *Materials Science and Engineering*, Bd. A273–275, S. 475–479, 1999.
- [23] P. J. Jacques, E. Girault, A. Mertens, B. Verlinden, J. Van Humbeeck und F. Delannay, „The Developments of Cold-rolled TRIP-assisted Multiphase Steels. Low Silicon TRIP-assisted Multiphase Steels“, *Iron & Steel Institute of Japan Journal*, S. 1061-1067, 2001.
- [24] A. Mertens, P. J. Jacques, L. Zhao, S. O. Kruijver, J. Sietsma und F. Delannay, „On the influence of aluminium and silicon contents on the kinetics of bainite transformation of intercritical austenite“, *Journal de Physique*, Bd. 112, S. 305 - 308, 2003.
- [25] M. Y. Sherif, „Characterisation and Development of Nanostructured, Ultrahigh Strength, and Ductile Bainitic Steels“, Dissertation, Cambridge: Department of Materials Science and Metallurgy, 2006.
- [26] M. F. Gallagher, J. G. Speer, D. K. Matlock und N. M. Fonstein, „Microstructure development in TRIP sheet steels containing Si, Al, and P“, *44th Mechanical Working and Steel Processing Conference and the 8th International*, Orlando, 2002.
- [27] A. Pichler, S. Taint, R. Tikal und P. Stiaszny, „Phase Transformation During Annealing of a Cold Rolled Dual-Phase Steel Grade“, *42th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings*, Toronto, 2000.
- [28] J. W. Stewart, J. A. Charles und E. R. Wallach, „Iron–phosphorus–carbon system Part 1 – Mechanical properties of low carbon iron–phosphorus alloys“, *Materials Science and Technology*, S. 275-282, 2000.
- [29] J. Wang und S. van der Zwaag, „Theoretical study of P-containing transformation-induced plasticity steel: Part 2: Analysis of the potential TRIP effect“, *Zeitschrift für Metallkunde*, Bd. 92, S. 1306-1311, 2001.
- [30] W. T. Lankford, N. L. Samways, R. F. Craven und H. E. McGannon, „Making, Shaping and Treating of Steel - 10th Edition“, USA, 1985.
- [31] I. LeMay und M. R. Krishnadev, „Fundamental Metallurgical Considerations“,

*Copper in Iron and Steel*, S. 5-43, 1982.

- [32] P. K. Ray, R. I. Ganguly und A. K. Panda, „Influence of Heat Treatment Parameters on Structure and Mechanical Properties of an HSLA-100 Steel“, *Steel Research*, Bd. 73, S. 347-355, 2002.
- [33] P. K. Ray, R. I. Ganguly und A. K. Panda, „Optimization of Mechanical Properties of a Heat-treated Cu-bearing HSLA-80 Steel“, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Bd. 56, S. 121-129, 2003.
- [34] P. K. Ray, R. I. Ganguly und A. K. Panda, „Investigations on the Microstructure and Quantification of Mechanical Properties of a Heat Treated Cu-bearing HSLA-80 Steel“, *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Bd. 55, S. 15-24, 2002.
- [35] H. Ohtsuka, G. Ghosh und K. Nagai, „Effects of Cu on diffusional transformation behavior and microstructure in Fe-Mn-Si-C steels“, *Iron and Steel Institute of Japan*, Bd. 37, S. 896-301, 1997.
- [36] H. Okada, S. Sekino, Y. Hosoi und T. Murata, „Copper-Containing Structural Steels“, *Copper in Iron and Steel*, S. 83-133, 1982.
- [37] P. J. Othen, M. L. Jenkins und G. D. W. Smith, „High-resolution electron microscopy studies of the structure of Cu precipitates in alpha-Fe“, *Philosophical Magazine A*, Bd. 70, S. 1-24, 1994.
- [38] S. Pizzini, K. J. Roberts, W. J. Pythian, C. A. English und G. N. Greaves, „A fluorescence EXAFS study of the structure of copper-rich precipitates in Fe-Cu and Fe-Cu-Ni alloys“, *Philosophical Magazine Letters*, Bd. 61, S. 223-229, 1990.
- [39] A. Cerezo, C. Grovenora und M. G. Hetherington, „Analysis of nanometer-sized precipitates using atom probe techniques“, *Materials Characterization*, Bd. 25, S. 143-156, 1990.
- [40] J. T. Buswell, C. A. English, M. G. Hetherington, W. I. Pythian, S. D. W. Smith und G. M. Worrall, „An analysis of small clusters formed in thermally aged and irradiated Fe---Cu and Fe---Cu---Ni model alloys“, Philadelphia, 1988.
- [41] M. R. Krishnadev und A. Galibois, „Some Aspects of Precipitation of Copper and Columbium (Nb) Carbide in an Experimental High Strength Steel“,

*Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 6, S. 222-224, 1975.

- [42] S. S. G. Banadkouki und D. P. Dunne, „Formation of Ferritic Products during Continuous Cooling of a Cu-bearing HSLA Steel“, *The Iron and Steel Institute of Japan International*, Bd. 46, p. 759–768, 2006.
- [43] A. K. Lis, M. Mujahid, C. I. Garcia und A. J. DeArdo, „HSLA-100 steels: Influence of aging heat treatment on microstructure and properties“, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Bd. 7, S. 247-257, 1998.
- [44] A. Ghosh, S. Das und S. Chatterje, „Ageing behavior of a Cu-bearing ultrahigh strength steel“, *Materials Science and Engineering*, Bd. 486, p. 152–157, 2008.
- [45] A. Habraken, A. Ando und T. Kittaka, „Hot Shortness and Scaling of Copper Containing Steels“, *Copper in Iron and Steel*, S. 45-81, 1982.
- [46] N. Imai, N. Komatsubara und K. Kunishigee, „Effect of Cu, Sn and Ni on Hot Workability of Hot-Rolled Mild Steel“, *Iron and Steel Institute of Japan*, Bd. 37, S. 217-223, 1997.
- [47] S. J. Seo, K. Asakura und K. Shibata, „Effects of 0.4% Si and 0.02% P Additions on Surface Hot Shortness in 0.1%C-0.5%Mn Steels Containing 0.5% Cu“, *Iron and Steel Institute of Japan*, Bd. 37, S. 197-304; 240-249, 1997.
- [48] „Stahleisenprüfblatt 84“.
- [49] A. R. Salehi, S. Serajzadeh und A. K. Taheri, „A study on the microstructural changes in hot rolling of dual-phase steels“, *Journal of Material Science*, Bd. 41, S. 1917-1925, 2006.
- [50] O. Pawelski, R. Kaspar, L. Peichl und A. Streisselberger, Untersuchung der thermomechanischen Behandlung beim Walzen von hochfesten Baustählen zur Verbesserung ihrer mechanischen und technologischen Eigenschaften, Düsseldorf: Eggenstein-Leopoldshafen, 1983.
- [51] A. Hensel und T. Spittel, Kraft- Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren, Leipzig: Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, 1978.

- [52] A. Matsuzaki und H. K. D. H. Bhadeshia, „Effect of austenite grain size and bainite morphology on overall kinetics of bainite transformation in steels“, *Materials Science and Technology*, Bd. 15, S. 518-522, 1999.
- [53] F. G. Caballero, C. Gracia-Mateo und H. K. D. H. Bhadeshia, „Acceleration of Low-temperature Bainite“, *The Iron and Steel Institute of Japan*, p. 1821–1825, 2003.
- [54] S. J. Lee, J. S. Park und Y. K. Lee, „Effect of austenite grain size on the transformation kinetics of up and lower bainite in a low-alloy steel“, *Scripta Materialia*, p. 87–90, 2008.
- [55] H. Bhadeshia, „Martensite and Bainite in Steels: Transformation Mechanism & Mechanical Properties“, *Journal de Physique*, S. 367-376, 1 997.
- [56] S. B. Singh und H. K. D. H. Bhadeshia, „Quantitative evidence for mechanical stabilisation of bainite“, *Materials Science and Technology*, Bd. 12, S. 610-612, 1996.
- [57] P. H. Shipway und H. K. D. H. Bhadeshia, „Mechanical stabilisation of bainite“, *Materials Science and Technology*, S. 1116-1128, 1995.
- [58] J. R. Yang, C. Y. Huang, W. H. Hsieh und C. S. Chiou, „Mechanical Stabilization of Austenite against Bainitic Reaction in Fe-Mn-Si-C Bainitic Steel“, *Materials Transactions*, Bd. 37, S. 579-585, 1996.
- [59] A. Saboonchi und S. Hassanpour, „Heat transfer analysis of hot-rolled coils in multi-stack storing“, *Journal of Materials Processing Technology*, Bd. 182, p. 101–106, 2007.
- [60] A. Saboonchi und S. Hassanpour, „Simulation-based prediction of hot-rolled coil forced cooling“, *Applied Thermal Engineering*, Bd. 28, S. 1630-1637, 2008.
- [61] V. H. Hernandez-Avila, „Heat transfer model of the hot rolling runout table-cooling and coil cooling of steel“, Dissertation, British Columbia, 1994.

- [62] F. G. Caballero, M. J. Santofimia, C. Capdevila, C. Gracia de Andres, S. Zajac, S. Allain, T. Lung, A. Couturier, J. Drillet, D. Quidort, C. Colin, X. Garat und H. Spindler, „Novel high strength, high toughness carbide-free bainitic steels“, Bericht, Office for official publication of European Communities, Luxembourg, 2007.
- [63] B. P. J. Sandvik und H. P. Nevalainen, „Structure-Property Relationship in Commercial Low-Alloy Bainitic-Austenitic Steel With High Strength, Ductility and Toughness“, *Metals Technology*, Bd. 8, S. 213-220, 1981.
- [64] H. K. D. H. Bhadeshia, „The Teory and Significance of Retained Austenite in Steels“, Dissertation, Cambridge, 1979.
- [65] K. -i. Sugimuoto, M. Misu, M. Kobayashi und H. Shirasawa, „Effects of Second Phase Morphology On Retained Austenite Morphology And Tenstile Properties in TRIP- aided Dual-Phase Steel Sheet“, *The Iron and Steel Institute of Japan*, Bd. 33, S. 775-782, 1993.
- [66] A. Z. Hanzaki, P. D. Hodgson und S. Yue, „Retained Austenite Characteristics In Thermodynamically Processed Si-Mn Transformationinduced Plasticity Steels“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 28, S. 2405-2414, 1997.
- [67] K. K. Park, S. T. Oh, S. M. Baeck, D. -I. Kim, J. H. Han, H. N. Han, S. -H. Park, C. G. Lee, S. -J. Kim und K. H. Oh, „In Situ Deformation Behavior of Retained Austenite in TRIP Steel“, *Material Science Forum*, S. 408-412; 571-576, 2002.
- [68] H. K. D. H. Bhadeshia und D. V. Edmonds, „Bainite in Silicon Steels: New Composition-Property Approach Part 1“, *Material Science*, Bd. 17, S. 411-419, 1983.
- [69] W. C. Jeong, D. K. Matlock und G. Krauss, „Observation of Deformation and Transformation Behavior of Retained Austenite in a 0.14C-1.2Si-1.5Mn With Ferrite-Bainite-Austenite Structure“, *Material Science*, Bd. 165, S. 1-8, 1993.
- [70] J. R. Lecher, „The Statistics of the Hydrogen-Palladium System“, *Mathematical Proceedings of the Cambridge Philosophical Society*, Bd. 33, S. 518-523, 1937.

- [71] R. H. Fowler und E. A. Guggenheim, *Statistical thermodynamics: a version of statistical mechanics for students of physics and chemistry*, Buch, Cambridge, 1956.
- [72] Y. Mou und T. Hsu (Xu Zuyao), „Thermodynamics of the bainitic transformation in Fe-C alloys“, *Acta Metallurgica*, Bd. 32, S. 1469-1481, 1984.
- [73] G. J. Shiflet, J. R. Bradley und H. I. Aaronson, „A re-examination of the thermodynamics of the proeutectoid ferrite transformation in iron-carbon alloys“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 9, S. 999-1008, 1978.
- [74] J. A. Lobo und G. H. Geiger, „Thermodynamics and solubility of carbon in ferrite and ferritic Fe-Mo alloys“, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Bd. 8, S. 1347-1357, 1976.
- [75] H. K. D. H. Bhadeshia, „Thermodynamics of Steel: Carbon-Carbon Interaction Energy“, *Metal Science*, S. 230-233, 1980.
- [76] R. W. K. Honeycombe und H. K. D. H. Bhadeshia, „Steels, Microstructure and Properties“, Buch, London: Edward Arnold, 1995.
- [77] F. G. Caballero, H. K. D. H. Bhadeshia, K.J.A. Mawella, D.G. Jones, „Design of Novel High-Strength Bainitic Steels“, *Materials Science and Technology* , S. 512-516, 2001.
- [78] C. Zener, „Kinetics of The Decomposition of Austenite“, *AIME Transactions*, Bd. 167, S. 550-595, 1946.
- [79] H. K. D. H. Bhadeshia und A. R. Waugh, „Bainite: An atom-probe study of incomplete reaction phenomenon“, *Acta Metallurgica*, Bd. 30, S. 775-784, 1982.
- [80] H. K. D. H. Bhadeshia, „Thermodynamic analysis of isothermal transformation diagrams“, *Material Science*, Bd. 16, S. 159-165, 1982.
- [81] S. Nanba, M. Katsumata, T. Inoue, S. Nakajima, G. Anan, A. Hiramatsu, A. Moriya, T. Watanabe und M. Umemoto, „Computer program of thermodynamical factors for phase transformation in low alloy steels of 10 elements“, *Current Advances in Materials and Processes*, The Iron and Steel Institute of Japan, p. 871, 1990.

- [82] H. K. D. H. Bhadeshia, „Bainite : Overall Transformation Kinetics“, *Journal De Physique*, Bd. 43, S. 443-448, 1982.
- [83] G. I. Rees und H. K. D. H. Bhadeshia, „Bainite transformation kinetiks, Part 1: Modified model“, *Materials Science and Tehnology*, Bd. 8, S. 985-993, 1992.
- [84] N. A. Chester und H. K. D. H. Bhadeshia, „Mathematical Modeling of Bainite Transformation Kinetics“, *Journal de Physique III*, S. 41-46, 1997.
- [85] J. Hildebrand, I. Wudtke und F. Werner, „Möglichkeiten der mathematischen Beschreibung von Phasenumwandlungen im stahl bei Schweiß- und WIG - Nachbehandlungsprozessen“, *17th International Conference on the Applications of Computer; Science and Mathematics in Architecture and Civil Engineering*, 2006.
- [86] J. B. Austin und R. L. Ricket, „An improved calculation of the transformation of steels“, *The American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers Transactions*, Bd. 135, S. 1-20, 1939.
- [87] M. Atkins, „Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels“, American Society for Metals, Ohio, 1980.
- [88] J. B. Leblond und J. Devaux, „A new kinetic model for anisothermal metallurgical transformations in steel including austenite grain size“, *Acta Metallurgica*, Bd. 32, S. 137-146, 1984.
- [89] S. C. Baik, O. Kwon, S. J. Park, B. H. Hong und K. H. Oh, „Analysis of Heat Transfer in Hot Rolled Coils for Optimum Condition of Forced Cooling“, *Metals and Materials*, Bd. 5, S. 369-375, 1999.
- [90] J. Stoer und R. Bulirsch, „Numerische Mathematik“, Buch, Springer-Verlag, 2013.
- [91] B. B. Mikic, „Thermal contact conductance: theoretical considerations“, *International Journal of Heat and Mass Transfer*, Bd. 17, S. 205-214, 1974.
- [92] J. Pullen und J. P. B. Williamson, „On the plastic contact of rough surfaces“, *Proceedings of Royal Society*, S. 159-173, 1972.

- [93] S. J. Park, B. H. Hong, S. C. Baik und K. H. Oh, „Finite Element Analysis of Hot Rolled Coil Cooling“, *Iron and Steel Institute of Japan*, Bd. 38, S. 1262-1269, 1998.
- [94] H. K. D. H. Bhadeshia, „Developments in martensitic and bainitic steels: role of the shape deformation“, *Materials Science and Engineering: A*, Bd. 378, S. 34-39, 2004.
- [95] W. Sebastian, „Bainitischer Stahl mit Restaustenit Teil 3“, Bericht, Institut für Metallformung, Freiberg, 2008.
- [96] U. Haese, „GTT-Technologies - Home“, *GTT-Technologies*, 2015. [Online]. <http://gtt.mch.rwth-aachen.de/gtt-web/consulting/custom-software-services>. [Zugriff am 19 Juli 2016].
- [97] F. Hoffmann, W. Jungnickel, G. Korpała und R. Kawalla, „Die Bestimmung der Entfestigung mittels offset-methode und verfahrensbedingte Einflüsse auf das Ergebnis“, Tagungsband Meform 2011, Institut für Metallformung, Freiberg, 2011.
- [98] R. Wünsch, „Einfluss der Warmwalzbedingungen auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften der bainitischen Stähle mit Restaustenit“, Bachelorarbeit, TU Bergakademie Freiberg, Betreuer Grzegorz Korpała, Freiberg, 2013.
- [99] J. Miettinen und S. Louhenkilpi, „Calculation of Thermophysical Properties of Carbon and Low Alloyed Steels for Modeling of Solidification Processes“, *Metallurgical and Materials Transactions B*, Bd. 25B, S. 909-916, December 1994.
- [100] P. Hagemann, R. Kawalla, G. Korpała und M. Schmidtchen, „The Influence of the Initial State on the Softening and Precipitation Kinetics in Hot Metal Forming“, *Materials Science Forum*, Bd. 1, S. 1397-1402, 2012.



## 9 Abbildungsverzeichnis

<b>Abbildung 1:</b>	Schematische Darstellung der Bainitumwandlung gemäß der Oberflächenrelieftheorie [4] .....	13
<b>Abbildung 2:</b>	Klassifizierung des Bainits nach Bramfitt und Speer [7].....	14
<b>Abbildung 3:</b>	Licht- (a: nadelförmiger Bainit) und TEM-Mikroskopie (b: Lamellen/Platten von Austenit und Ferrit-Untereinheiten) eines bainitischen Gefüges mit (BRA [blockartigem] und FRA [filmartigem]) Restaustenit [10, 11] .....	14
<b>Abbildung 4:</b>	Aufbau einer Bainitnadel (vor der Karbidausscheidung) [12] .....	15
<b>Abbildung 5:</b>	Anreicherung von Versetzungen (V) im Austenit ( $\gamma$ ) in der Nähe der $\alpha$ - $\gamma$ -Grenzfläche ( $\alpha_{ub}$ , $\alpha_b$ : Untereinheit des Bainits); TEM-Mikroskopie aus [11, 10] .....	16
<b>Abbildung 6:</b>	Abhängigkeit des Restaustenitanteils von der Umwandlungszeit der unterschiedlich legierten Stähle [23].....	18
<b>Abbildung 7:</b>	Abhängigkeit der Härte von der Alterungszeit bei 500 °C für 0,02 C - 1,88 Mn - 0,11Nb - 1,52 Ni - 1,86 Cu- sowie 0,05 C - 2 Cu - 1,5 Ni-Stähle [41].....	21
<b>Abbildung 8:</b>	Chemische Zusammensetzung (Tabelle), Härte (HV10), Zugfestigkeit (Rm), Streckgrenze (Rp), Bruchdehnung eines kupferausgehärteten Stahls in Abhängigkeit der Auslagertemperatur [44] .....	23
<b>Abbildung 9:</b>	Absorbierte Arbeit bei Kerbschlaguntersuchungen eines kupferausgehärteten Stahls in Abhängigkeit der Auslagertemperatur [44] .....	23
<b>Abbildung 10:</b>	Metallkundliche Phänomene beim Walzen von Warmband unter den Bedingungen einer thermomechanischen Behandlung [50] .....	25
<b>Abbildung 11:</b>	Metallphysikalische Prozesse und Austenitkornentwicklung im Zuge eines Warmwalzstichs [51] .....	25
<b>Abbildung 12:</b>	Bainitentwicklung nach Applikation verschiedener Umformtemperaturen (a.: 1200 °C; b.: 1050 °C; c.: 900 °C; d.: 750 °C; e.: 600 °C; f.: 450 °C) nach Shipway, mittels Lichtmikroskop [57].....	27
<b>Abbildung 13:</b>	Aufnahmen des bainitischen Gefüges nach einer Umformung mit einer Abnahme von a.: 0 %, b.: 10 %, c.: 40 % und einer isothermen Umwandlung bei einer Temperatur von 350 °C [58] ..	28
<b>Abbildung 14:</b>	Darstellung der relativen Längenänderung während der Bainitumwandlung nach einer Umformung mit verschiedenen Formänderungen bei einer Umformtemperatur von 750 °C und nach isothermischer Umwandlung bei 350 °C [58] .....	29
<b>Abbildung 15:</b>	Darstellung des makroskopischen Einflusses auf das bainitische Gefüge nach Stauchung mit unterschiedlichen Umformgraden (a.: $\varphi = 0$ ; b.: $\varphi = 0,36$ ; c.: $\varphi = 0,8$ ) [57] .....	29
<b>Abbildung 16:</b>	Berechnete Abkühlkurven von unterschiedlichen Positionen des Coils [61] .....	30
<b>Abbildung 17:</b>	Bruchdehnung von vollbainitischem Stahl in Abhängigkeit vom Restaustenitanteil und unterschiedlichen Spannung-Dehnungskurven (a.: zu wenig am gesamten Restaustenit b.: optimale gesamte Restaustenitmenge; c.: zu viel am gesamten Restaustenit-zu viel am blockartigen Restaustenit) [68] .....	31
<b>Abbildung 18:</b>	Kerbschlagarbeit der Siliziumstähle mit bainitischem Gefüge in Abhängigkeit der Testtemperatur [64] .....	32
<b>Abbildung 19:</b>	Darstellung der Änderung der Gibbs-Energie bei $\gamma$ - $\alpha$ Umwandlung [12] .....	35
<b>Abbildung 20:</b>	Schematische Darstellung der $T_0$ und $T_0'$ Kurven [4].....	37
<b>Abbildung 21:</b>	Maximale freie Energieänderung $\Delta G_m$ [12].....	38
<b>Abbildung 22:</b>	Beispiele des Aufbaus eines isothermen ZTU-Diagramms für die Inkubationszeit [4] .....	39
<b>Abbildung 23:</b>	Darstellung des Autokatalysephänomens bei der Bainitumwandlung [82] .....	41
<b>Abbildung 24:</b>	Umwandlungskinetik als Funktion der Zeit von hohem und niedrigem Mn-Gehalt gemäß des Modells von Bhadeshia [83] welches durch Rees [12] korrigiert wurde .....	42
<b>Abbildung 25:</b>	Vergleich des alten (links: Bhadeshia) mit dem erweiterten Modell (rechts: Rees).....	43
<b>Abbildung 26:</b>	Schematische Darstellung für die Berechnung neuer Phasenanteile [88] .....	46
<b>Abbildung 27:</b>	Lage der in der Berechnung angenommenen Fläche .....	47
<b>Abbildung 28:</b>	Äquivalent der Wärmeleitfähigkeit von Stahl, Zunder und Luftschicht [89] .....	48
<b>Abbildung 29:</b>	Darstellung der mechanischen Eigenschaften (Zugfestigkeit-Bruchdehnung) moderner, bereits produzierter sowie neuartiger bainitischer Stähle [25] .....	50
<b>Abbildung 30:</b>	Spannung-Dehnungsdiagramme eines bainitischen Stahls bei unterschiedlichen Versuchstemperaturen [94].....	50
<b>Abbildung 31:</b>	Blockschema der durchgeführten Arbeiten .....	53
<b>Abbildung 32:</b>	Versuchsverlauf der Dilatometeruntersuchungen mit isothermer Umwandlung in Bainit .....	57
<b>Abbildung 33:</b>	Schematische Darstellung des Versuchsablaufs .....	59
<b>Abbildung 34:</b>	Versuchsverlauf für die Fließkurvenaufnahme .....	60
<b>Abbildung 35:</b>	Stauchversuch mit dem Ziel der Bestimmung der $k_f$ ( $\sigma_{min}$ ) des nicht verfestigten Stahls .....	61
<b>Abbildung 36:</b>	Doppelstauchversuch zur Bestimmung der Fließspannungen $\sigma_{max}$ und $\sigma_{test}$ .....	61
<b>Abbildung 37:</b>	Versuchsverlauf für die Bestimmung des Umwandlungsverhaltens nach der Umformung .....	62
<b>Abbildung 38:</b>	Versuchsbedingungen und Versuchsdurchführung der Warmwalzsimulation mittels Flachstauchversuch .....	63
<b>Abbildung 39:</b>	Pilotanlage des Institutes für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg .....	64
<b>Abbildung 40:</b>	Vergleich der nach Modell berechneten und gemessenen Werte für die Keimbildung der bainitischen Umwandlung der Stähle .....	68

<b>Abbildung 41:</b>	Gleichung eines zweidimensionalen Systems für das Coilmodell [60] unter Berücksichtigung der Umwandlungswärme des Bainits .....	70
<b>Abbildung 42:</b>	Anordnung der Thermoelemente im Stahlring und die Ausrichtung des Rings während des Abkühlversuchs .....	72
<b>Abbildung 43:</b>	Vergleich des angepassten Modells mit experimentellen Daten der Punkte P1 und P2 .....	74
<b>Abbildung 44:</b>	„Hotspot-“ und „Coldspot-Temperatur“ sowie Bainitanteile in denselben Punkten des Coils als Funktion der Abkühlzeit (BASIS+Cr).....	76
<b>Abbildung 45:</b>	Häufigkeitsverteilung der Plattendicke in Abhängigkeit der HT.....	77
<b>Abbildung 46:</b>	Ausgeschiedener Anteil der Elemente im Stahl in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE .....	78
<b>Abbildung 47:</b>	Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von 1 s <sup>-1</sup> .....	82
<b>Abbildung 48:</b>	Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von 10 s <sup>-1</sup> .....	83
<b>Abbildung 49:</b>	Vergleich der berechneten und der gemessenen Fließkurven der Legierung BASIS nach dem Austenitisieren bei einer Temperatur von 1200 °C, unterschiedlichen Umformtemperaturen und einer Umformgeschwindigkeit von 20 s <sup>-1</sup> .....	83
<b>Abbildung 50:</b>	Fließspannung bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,01$ sowie einer Umformgeschwindigkeit von $\varphi = 1 \text{ s}^{-1}$ ; alle Untersuchungen der Stähle im Temperaturbereich der Bainitumwandlung .....	84
<b>Abbildung 51:</b>	Fließspannung bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,3$ sowie einer Umformgeschwindigkeit von $\varphi = 1 \text{ s}^{-1}$ ; alle Untersuchungen der Stähle im Temperaturbereich der Bainitumwandlung .....	85
<b>Abbildung 52:</b>	Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation .....	86
<b>Abbildung 53:</b>	Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation .....	86
<b>Abbildung 54:</b>	Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr+MLE nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation .....	87
<b>Abbildung 55:</b>	Entfestigungskurven des Probenmaterials BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem letzten Stich der Warmwalzsimulation .....	87
<b>Abbildung 56:</b>	Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS).....	89
<b>Abbildung 57:</b>	Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr).....	90
<b>Abbildung 58:</b>	Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr+MLE) .....	90
<b>Abbildung 59:</b>	Entfestigter Anteil nach dem letzten Stich beim Abkühlen mit einer Abkühlgeschwindigkeit von 10 K/s (BASIS+Cr+MLE-Mn) .....	91
<b>Abbildung 60:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS bei unterschiedlichen Abkühlungsgeschwindigkeiten .....	93
<b>Abbildung 61:</b>	Bainitnadeln im Gefüge von BASIS+Cr+MLE-Mn nach einer Abkühlung mit 0,2 K/s .....	95
<b>Abbildung 62:</b>	Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS .....	99
<b>Abbildung 63:</b>	Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+Al+MLE .....	100
<b>Abbildung 64:</b>	Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+MLE-C .....	100
<b>Abbildung 65:</b>	Mechanische Eigenschaften der hergestellten Gleebleproben aus BASIS+Cr+MLE-Mn .....	101
<b>Abbildung 66:</b>	Walzkräfte in den Gerüsten .....	103
<b>Abbildung 67:</b>	Gefügaufnahmen (links: Nitalätzung, rechts: Klemmätzung) BRA: blockartiger Restaustenit .....	104
<b>Abbildung 68:</b>	Gefügaufnahmen (links: Nitalätzung, rechts: Klemmätzung) BRA: blockartiger Restaustenit .....	105
<b>Abbildung 69:</b>	BASIS+Cr+MLE, HT = 350 °C REM-Aufnahmen.....	107
<b>Abbildung 70:</b>	BASIS+Cr+MLE-Mn, HT = 350 °C REM-Aufnahmen.....	107
<b>Abbildung 71:</b>	Umformwiderstand in den Gerüsten .....	108
<b>Abbildung 72:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS nach dem Warmwalzen .....	111
<b>Abbildung 73:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr nach dem Warmwalzen.....	112
<b>Abbildung 74:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE nach dem Warmwalzen .....	113
<b>Abbildung 75:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Al+MLE nach dem Warmwalzen .....	114
<b>Abbildung 76:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-C nach dem Warmwalzen .....	115
<b>Abbildung 77:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen .....	116
<b>Abbildung 78:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Ni+MLE nach dem Warmwalzen.....	117
<b>Abbildung 79:</b>	Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Si-C nach dem Warmwalzen.....	118
<b>Abbildung 80:</b>	REM-Aufnahmen von BASIS nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C .....	119
<b>Abbildung 81:</b>	REM-Aufnahmen von BASIS+Cr nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C .....	120
<b>Abbildung 82:</b>	REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C.....	120
<b>Abbildung 83:</b>	REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C.....	120

<b>Abbildung 84:</b>	REM-Aufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn nach dem Warmwalzen mit EWT = 1000 °C und HT = 500 °C.....	121
<b>Abbildung 85:</b>	Zusammenstellung der unterschiedlichen Gefüge und mechanischen Eigenschaften des Stahls BASIS+Cr; a. b. c.: feines, gröberes, größtes Gefüge.....	122
<b>Abbildung 86:</b>	Walzkraft in den Gerüsten .....	124
<b>Abbildung 87:</b>	Gefügeaufnahmen und Restaustenit der untersuchten Stähle nach dem Warmwalzen mit EWT = 930 °C und HT = 500 °C .....	126
<b>Abbildung 88:</b>	BETRIEB – Warmband, niedrige Haspeltemperatur, REM-Aufnahmen .....	128
<b>Abbildung 89:</b>	BETRIEB – Warmband, hohe Haspeltemperatur REM-Aufnahmen .....	128
<b>Abbildung 90:</b>	Torsionsplastometer und die technische Daten .....	146
<b>Abbildung 91:</b>	Umformdilatometer (DIL 805), Probengeometrie und die technische Daten.....	147
<b>Abbildung 92:</b>	Warmumformsimulator (Wumsi) und die technische Daten .....	148
<b>Abbildung 93:</b>	Thermomechanische Umformsimulator (Gleeble), Probengeometrie und die technische Daten .....	149
<b>Abbildung 94:</b>	Pilotanlage des Instituts für Metallformung und technische Daten.....	150
<b>Abbildung 95:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS.....	163
<b>Abbildung 96:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr.....	163
<b>Abbildung 97:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE .....	163
<b>Abbildung 98:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+Al+MLE .....	164
<b>Abbildung 99:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE-C.....	164
<b>Abbildung 100:</b>	Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE-Mn .....	164
<b>Abbildung 101:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS .....	165
<b>Abbildung 102:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr .....	166
<b>Abbildung 103:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE .....	167
<b>Abbildung 104:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+Al+MLE.....	168
<b>Abbildung 105:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE-C .....	169
<b>Abbildung 106:</b>	Darstellung des Bruchumformgrades mit Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE-Mn.....	170
<b>Abbildung 107:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS.....	171
<b>Abbildung 108:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr.....	172
<b>Abbildung 109:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS+C+MLE.....	173
<b>Abbildung 110:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr+Al+MLE .....	174
<b>Abbildung 111:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-C.....	175
<b>Abbildung 112:</b>	UZTU- Schaubild mit Gefügeaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-Mn .....	176
<b>Abbildung 113:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS.....	177
<b>Abbildung 114:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr.....	178
<b>Abbildung 115:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE .....	179
<b>Abbildung 116:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+Al+MLE .....	180
<b>Abbildung 117:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE-C.....	181
<b>Abbildung 118:</b>	Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE-Mn .....	182
<b>Abbildung 119:</b>	1e BASIS EWT: 850 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	183
<b>Abbildung 120:</b>	1b BASIS EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,223 .....	183
<b>Abbildung 121:</b>	1a BASIS EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,806 .....	183
<b>Abbildung 122:</b>	1d BASIS EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,223 .....	184
<b>Abbildung 123:</b>	1c BASIS EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,8063.....	184
<b>Abbildung 124:</b>	4b BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,223 .....	184
<b>Abbildung 125:</b>	4a BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,806 .....	185
<b>Abbildung 126:</b>	4d BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,223 .....	185
<b>Abbildung 127:</b>	4c BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	185
<b>Abbildung 128:</b>	5a BASIS+Cr+MLE-C EWT: 850 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	186
<b>Abbildung 129:</b>	5c BASIS+Cr+MLE-C EWT: 850 HT: 450 $\phi$ 2: 0,806 .....	186
<b>Abbildung 130:</b>	5a BASIS+Cr+MLE-C EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	186
<b>Abbildung 131:</b>	6e BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 850 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	187
<b>Abbildung 132:</b>	6f BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 850 HT: 450 $\phi$ 2: 0,806 .....	187
<b>Abbildung 133:</b>	6b BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,223 .....	187
<b>Abbildung 134:</b>	6a BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 350 $\phi$ 2: 0,806 .....	188
<b>Abbildung 135:</b>	6d BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,223 .....	188
<b>Abbildung 136:</b>	6c BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 400 $\phi$ 2: 0,806 .....	188
<b>Abbildung 137:</b>	Orientierungskarte des Ferrits .....	189
<b>Abbildung 138:</b>	EBSD-Identifikation von Phasen der Warmbänder (Blau: Ferrit, Rot: Austenit, Schwarz: nicht identifizierbar) .....	190

## 10 Tabellenverzeichnis

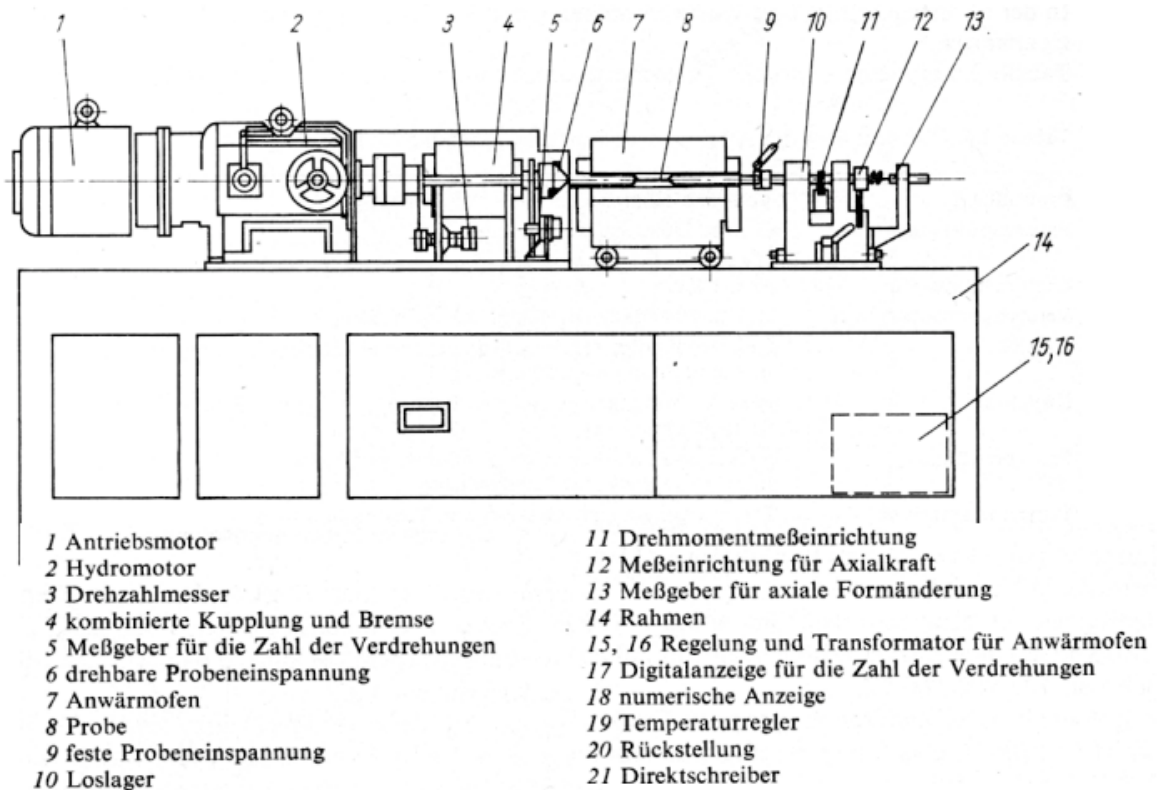
<b>Tabelle 1:</b>	Chemische Zusammensetzung der in [23] untersuchten Stähle .....	18
<b>Tabelle 2:</b>	Werte für $\Delta TM$ und $\Delta TNM$ für einige Legierungselemente [2] .....	36
<b>Tabelle 3:</b>	Parameter zur Gl. (17) nach [80] .....	39
<b>Tabelle 4:</b>	Von Rees genutzte Koeffizienten [12] .....	43
<b>Tabelle 5:</b>	Die Koeffizienten aus dem Modell von Bhadeshia und Modell von Chester [84] .....	45
<b>Tabelle 6:</b>	Nicht isotherme Umwandlungskonzepte .....	45
<b>Tabelle 7:</b>	Chemische Zusammensetzung (TKSE-Analyse) .....	56
<b>Tabelle 8:</b>	Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.6.1) .....	65
<b>Tabelle 9:</b>	Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.6.6) .....	65
<b>Tabelle 10:</b>	Stichplan und Temperaturführung für die Walzversuche (Kapitel 6.7) .....	65
<b>Tabelle 11:</b>	Chemische Zusammensetzung der betrieblich erzeugten Schmelze .....	66
<b>Tabelle 12:</b>	Minimalaufheiztemperatur für jede Stahlsorte .....	79
<b>Tabelle 13:</b>	Maximale Wärmtemperatur für Austenitisierung .....	80
<b>Tabelle 14:</b>	Anpassungskoeffizienten für den $HSa$ Ansatz .....	81
<b>Tabelle 15:</b>	Anpassungskoeffizienten für den $HSb$ Ansatz .....	81
<b>Tabelle 16:</b>	Anpassungskoeffizienten für die $\delta HS$ -Funktion .....	82
<b>Tabelle 17:</b>	Anpassungskoeffizienten .....	88
<b>Tabelle 18:</b>	Zusammenstellung der Umwandlungstemperaturen beim Wärmen .....	91
<b>Tabelle 19:</b>	Minimale Abkühlgeschwindigkeit für vollständige martensitisch-bainitische Umwandlung .....	94
<b>Tabelle 20:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS (*aus der Härte berechneter Wert) .....	94
<b>Tabelle 21:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr (*aus der Härte berechneter Wert) .....	94
<b>Tabelle 22:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE (*aus der Härte berechneter Wert) .....	94
<b>Tabelle 23:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+Al+MLE (*aus der Härte berechneter Wert) .....	95
<b>Tabelle 24:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE-C (*aus der Härte berechneter Wert) .....	95
<b>Tabelle 25:</b>	Phasenanteile der Dilatometerproben von BASIS+Cr+MLE-Mn (*aus der Härte berechneter Wert) .....	95
<b>Tabelle 26:</b>	Technologische Randbedingungen für Herstellung von Warmband der bainitischen Stähle mit Restaustenit .....	97
<b>Tabelle 27:</b>	Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für den Werkstoff BASIS .....	99
<b>Tabelle 28:</b>	Probenbezeichnungen und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BASIS+Cr+Al+MLE .....	99
<b>Tabelle 29:</b>	Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BASIS+Cr+MLE-C .....	100
<b>Tabelle 30:</b>	Probenbezeichnung und Technologieparameter der Gleeblesimulation für BASIS+Cr+MLE-Mn .....	100
<b>Tabelle 31:</b>	Temperatur vor (v.) und nach (n.) Gerüst .....	102
<b>Tabelle 32:</b>	Mechanische Eigenschaften der warmgewalzten Bänder .....	106
<b>Tabelle 33:</b>	Temperatur vor (v.) und nach (n.) den Gerüsten .....	108
<b>Tabelle 34:</b>	Mechanische Eigenschaften aller Legierungen nach dem Haspeln in den Temperaturbereichen 400, 450, 500 °C .....	110
<b>Tabelle 35:</b>	Temperatur vor (v.) und nach (n.) einem Gerüst .....	124
<b>Tabelle 36:</b>	Mechanische Eigenschaften der untersuchten Stähle nach dem Warmwalzen mit EWT = 930 °C und HT = 500 °C .....	125
<b>Tabelle 37:</b>	Mechanische Eigenschaften von BETRIEB nach betrieblichen Warmwalzen .....	127

# **Gefügeausbildung und mechanische Eigenschaften von unlegiertem bainitischem Warmband mit Restaustenit**

Dipl. Ing. Grzegorz Korpała

## **Anhang**

# 11 Angewendete Simulationsanlagen



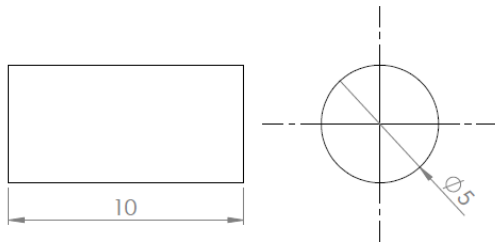
Parameter	Einheit	Wert
Probenabmessung	[mm]	6x12...15
Antriebsleistung	[kW]	0,97
Nennmoment	[Nm]	7,7
Überlastbarkeit	[Nm]	5
Drehzahlbereich	[1/min]	10...4000
minimaler Drehwinkel	[°]	5
minimaler Pausenzeit	[s]	0,10
Prüftemperatur	[°C]	700...1200
Umformgeschwindigkeit	[1/s]	10

Abbildung 90: Torsionsplastometer und die technische Daten



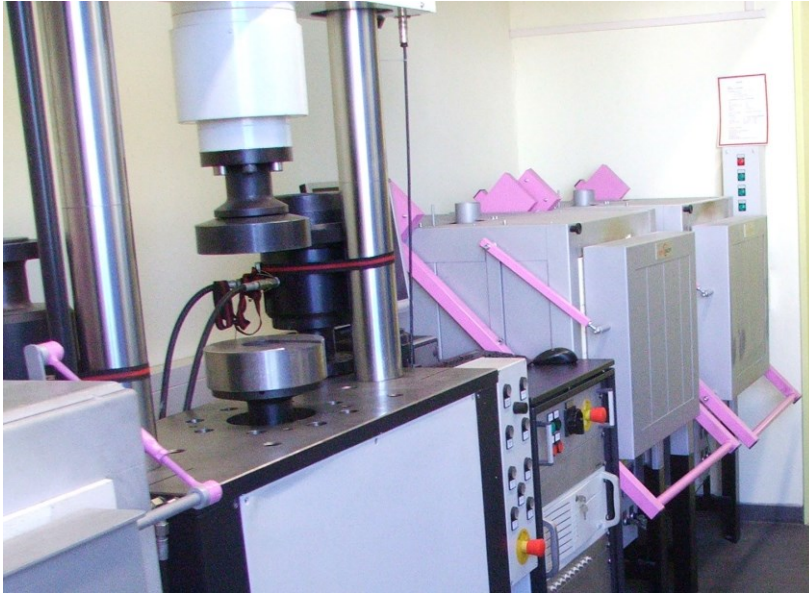


Zylinderprobe:

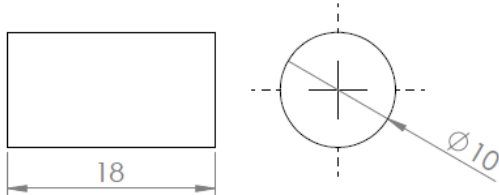


Parameter	Wert
<b>Prüftemperatur:</b>	RT...1500 °C
<b>Erwärmungsart:</b>	induktiv (8 kW, 250 kHz)
<b>max. Aufheizrate:</b>	4000 K/s (Modus Abschreckdilatometer) 100 K/s (Modus Umformdilatometer)
<b>max. Abkühlrate:</b>	2500 K/s (Hohlprobe Modus Abschreckdilatometer) 100 K/s (Modus Umformdilatometer)
<b>Stempelgeschwindigkeit:</b>	0.01...200 mm/s
<b>Umformgeschwindigkeit:</b>	0.01...8 1/s
<b>Umformgrad:</b>	0.05...0.8
<b>Prüfatmosphäre:</b>	Vakuum (bis 10 <sup>-5</sup> ), Inertgas, Luft
<b>Abkühlmedien:</b>	Inertgas, Luft
<b>Probengeometrie:</b>	Voll-/Hohlproben 4 mm Durchmesser / 10 mm Länge (Modus Abschreckdilatometer) / Vollproben 5mm Durchmesser / 10 mm Länge (Modus Umformdilatometer)
<b>Messauflösung:</b>	0.05 µm / 0.05 K
<b>Temperaturmessung:</b>	bis zu drei Thermoelemente pro Probe

**Abbildung 91:** Umformdilatometer (DIL 805), Probengeometrie und die technische Daten



Zylinderstauchprobe:

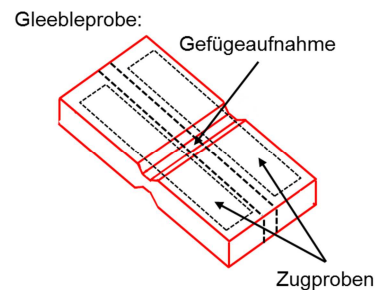
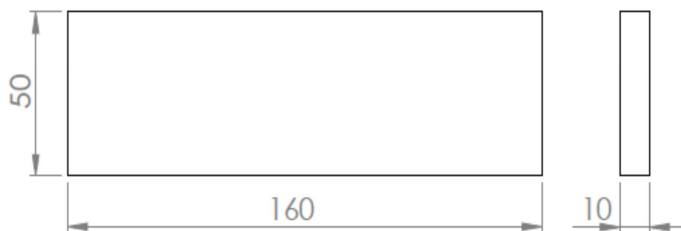


Parameter	Wert
maximale Prüfkraft:	400 kN (statisch), 320 kN (dynamisch)
Erwärmung:	extern im Ofen (Strahlung oder Umluft) mit Probe im Stauchbecher
Prüftemperatur:	20...1200 °C
maximale Aufheizrate:	< 5 K/s
maximale Abkühlrate:	ca. 100 K/s (unkontrolliert im Wasserbad)
Kühlmedien:	Luft, nichtbrennbare Flüssigkeiten
Prüfatmosphäre:	Luft
Umformgeschwindigkeit:	0.01...40 1/s
maximale Prüfgeschwindigkeit:	480 mm/s
maximaler Hubweg:	50 mm
maximale Pausenzeit:	15 s
Steuergrößen:	Kraft, Weg, Umformgrad
Belastungsarten:	statisch, oszillierend, schwellend
Prüfmöglichkeiten:	Zylinderstauchversuch, Kegelstauchversuch, Rastegajew-Probe, Rings- tauchversuch, Scheibenstauchversuch, Flachstauchversuch

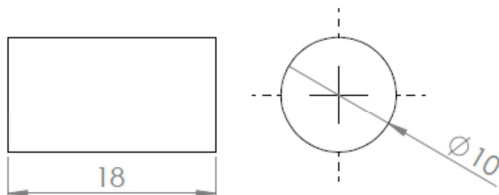
**Abbildung 92:** Warmumformsimulator (Wumsi) und die technische Daten



Flachstauchprobe:



Zylinderstauchprobe:

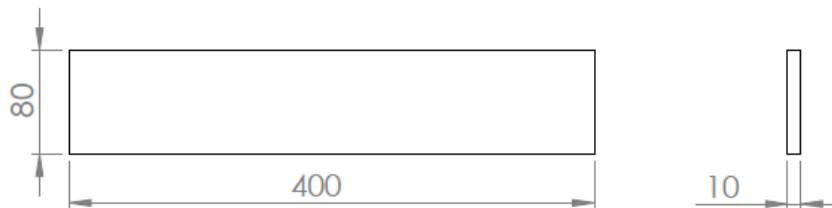


Parameter	Wert
maximale Prüfkraft:	400 kN (vertikal) / 50 kN (horizontal)
Erwärmung:	extern im Ofen (Strahlung oder Umluft) mit Probe im Stauchbecher
Prüftemperatur:	20...1800 °C
maximale Aufheizrate:	5...1000 K/s
maximale Abkühlrate:	1...300 K/s (gesteuert) / <1000 K/s (ungesteuert)
Kühlmedien:	Luft, Inertgas (Argon, Stickstoff), nicht brennbare Flüssigkeiten
Prüfatmosphäre:	Luft, Vakuum (bis 1,33 Pa), Inertgas (Argon, Stickstoff)
Umformgeschwindigkeit:	0.01...100 1/s
maximale Prüfgeschwindigkeit:	1700 mm/s
Steuergrößen:	Kraft, Weg, Umformgrad
Belastungsarten:	statisch, oszillierend, schwellend
Prüfmöglichkeiten:	Flachstauchversuch, Zylinderstauchversuch, MaxStrain-Versuch, Zugversuch (über externe Zusatzeinheit)

**Abbildung 93:** Thermomechanische Umformsimulator (Gleeble), Probengeometrie und die technische Daten



Ausgangsgeometrie:



Parameter	Wert
Walzendurchmesser Reversiervorgerüst:	295...340 mm
Walzendurchmesser Fertigstaffel:	200 mm
Ballenlänge Fertigstaffel:	140 mm
maximale Walzkraft Reversiervorgerüst:	1600 kN
maximale Walzkraft Fertigstaffel:	800 kN (pro Gerüst)
maximales Walzmoment Reversiervorgerüst:	30 kNm
maximales Walzmoment Fertigstaffel:	15 kNm (pro Gerüst)
maximale Antriebsleistung:	160 kW (pro Gerüst)
maximale Anstichdicke:	20...45 mm
maximale Anstichbreite:	65...80 mm
maximale Anstichlänge:	2,5 m
minimale Endabmessung:	0,5...5 mm
maximale Endbreite:	80...100 mm
maximale Endlänge:	60 m
maximale Endwalzgeschwindigkeit:	20 m/s

Abbildung 94: Pilotanlage des Instituts für Metallformung und technische Daten

## 12 Anhang:

### 12.1 Angewendete Routinen und schematische Algorithmus

Die Funktionen wurden basierend auf den Routinen von der Webseite <http://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/map/mapmain.html>, modifiziert und neu geschrieben für *Mathematica*<sup>®</sup>-Oberfläche.

Hauptprogramm:

```

R=8.314462175;
W•=48570;
model=11;

CC=0.5;//Kohlenstoff
Al=0.0;//Aluminium
Co=0.0;//Kobalt
Cr=0.9;//Chrom
Cu=1.5;//Kupfer
Mn=1.5;//Mangan
Mo=0.0;//Molybdän
Ni=0.0;//Nickel
Si=1.5;//Silizium
V=0.0;//Vanadium
Wo=0.0;//Wolfram

•TMmNM=•TMmNMf[CC, Si, Mn, Ni, Mo, Cr, V, Co, Cu, Al, Wo];
•TM=•TMf[CC, Si, Mn, Ni, Mo, Cr, V, Co, Cu, Al, Wo];
W•g=W•f[CC, Si, Mn, Ni, Mo, Cr, V, Co, Cu, Al, Wo];

Ac3=Ac3f[W•g, R, •TMmNM, •TM]
Ergebniss: 940.256

Bs=BSNACHGM[•TMmNM, •TM, W•g, W•, R]
Ergebniss: 572.131

XDEF=DFPARA[Bs-50, ΔGγαpf[Bs, •TMmNM, •TM], Wγ, R, CN][[1]]
Ergebniss: 0.155815

DEF=DFPARA[Bs-50, ΔGγαpf[Bs, •TMmNM, •TM], Wγ, R, CN][[2]]
Ergebniss: -1477.44

XT0=XT0f[Bs-50, ΔGγαpf[Bs, •TMmNM, •TM], Wγ, Wα, R]
Ergebniss: 0.0431898

```

---

//Berechnung der Thermodynamik für jeden Zeitschritt  
und Knoten:

GMAX=Gmf [CN, Bs-50, ΔGγpf [Bs, •TMmNM, •TM] , R, Wγ, Wα]

BMAX= (XTO-CN) / (XTO-Xαf [Bs-50+273.15])

Berechnung des Temperaturfelds im Coil:

„Loop 1“

Berechnung der Zwischendrucks

„Loop 2“

Berechnung der physikalischen Eigenschaften:

Dichte, Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit, Ausdehnung...

Aufstellung der Diagonalen TDMA

Lösung des Systems in Radial Richtung

Berechnung der physikalischen Eigenschaften:

Dichte, Wärmekapazität, Wärmeleitfähigkeit, Ausdehnung...

Aufstellung der Diagonalen TDMA

Lösung des Systems in Axial Richtung

Berechnung des Bainitanteils und der Umwandlungswärme für aktuellen Zeitschritt

Wenn Fehler(Bainitanteil-Änderung) zu groß, dann geh zu

„Loop 2“ mit neuem Bainitanteil

Aktualisieren von Daten, Abspeicherung des Zwischenergebnisses

Geh zu „Loop 1“



Zur Berechnung der oben generierten Daten sind folgende Routinen notwendig:

```

•H•f=Function[T,38575];
•S•f=Function[T,13.48];
•H•f=Function[T,If[T<=1000,111918,105525]];
•S•f=Function[T,If[T<=1000,51.44,45.34521]];

//Umrechnung von Gewichtsprozent auf die Molenbrüche
Mol=Function[{CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,W},

    Fe=100-CC-Mn-Ni-Mo-Cr-V-Cu-W-Si-Al-Co;

    FeM=Fe/55.84;
    CM=CC/12.0115;
    SiM=Si/28.09;
    MnM=Mn/54.94;
    NiM=Ni/58.71;
    MoM=Mo/95.94;
    CrM=Cr/52.;
    VM=V/50.94;
    CoM=Co/58.94;
    CuM=Cu/63.54;
    AlM=Al/26.98;
    WM=W/183.85;

    NN=CM+SiM+MnM+NiM+MoM+CrM+VM+CoM+CuM+AlM+WM+FeM;

    FeNMol=FeM/NN;
    CNMol=CM/NN;
    SiNMol=SiM/NN;
    MnNMol=MnM/NN;
    NiNMol=NiM/NN;
    MoNMol=MoM/NN;
    CrNMol=CrM/NN;
    VNMol=VM/NN;
    CoNMol=CoM/NN;
    CuNMol=CuM/NN;
    AlNMol=AlM/NN;
    WNMol=WM/NN;

    {FeNMol,CNMol,SiNMol,MnNMol,NiNMol,MoNMol,
    CrNMol,VNMol,CoNMol,CuNMol,AlNMol,WNMol}];

```

```
//•TM-•TNM Berechnet Differenz zwischen magnetische und nicht
magnetischen Beiträge Formel (10)
•TMmNMf=Function[{CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo},
```

```
//Eigene Anpassung:
```

```
If[model==1,
{xA1,xCo,xCr}={-6.79,-14.5,2.62};
{xCu,xMn,xMo}={1.87,19.33,-10.5};
{xNi,xSi,xV,xW}={12.91,-19.,-10.75,-10.92};
{a1,co,cr}={0.9,0.0125,0.8583};
{cu,mn,mo}={0.71249,1.7208,0.9417};
{ni,si,v,w}={1.1625,1.2208,0.8,0.775};
];
```

```
//Bhadeshia-Anpassung:
```

```
If[model==11,
{xA1,xCo,xCr}={-7,3.5,-1};
{xCu,xMn,xMo}={7,2,-9};
{xNi,xSi,xV,xW}={12,-3,-12,-9};
{a1,co,cr}={1,1,1};
{cu,mn,mo}={1,1,1};
{ni,si,v,w}={1,1,1,1};
];
```

```
{FeN,CN,SiN,MnN,NiN,MoN,CrN,VN,CoN,CuN,AlN,WN}=
Mol[CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo];
```

```
SiY=SiN/FeN;
MnY=MnN/FeN;
NiY=NiN/FeN;
MoY=MoN/FeN;
CrY=CrN/FeN;
VY=VN/FeN;
CoY=CoN/FeN;
CuY=CuN/FeN;
AlY=AlN/FeN;
WY=WN/FeN;
```

```
xSi*SiY^si+xMn*MnY^mn+xNi*NiY^ni+xMo*MoY^mo+xCr*CrY^cr+
xV*VY^v+xCo*CoY^co+xCu*CuY^cu+xAl*AlY^al+xW*WY^w];
```

```
//Berechnet magnetische Beiträge Formel (10)
•TMf=Function[{CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo},

//Eigene Anpassung:
If[model==1,
{yAl,yCo,yCr}={11.83333,8.,7.83};
{yCu,yMn,yMo}={5.5,0.8333,1.5833};
{yNi,ySi,yV,yW}={4.9583,-17.0,-16.0416,-17.0};
{al,co,cr}={0.9,0.0125,0.858};
{cu,mn,mo}={0.7124,1.72082,0.94167};
{ni,si,v,w}={1.1625,1.22083,0.8,0.775};
];

//Bhadeshia-Anpassung:
If[model==11,
{yAl,yCo,yCr}={8,19.5,-19.};
{yCu,yMn,yMo}={-4.5,-37.5,-26.};
{yNi,ySi,yV,yW}={-6.,-3.,-44.,-26};
{al,co,cr}={1,1,1};
{cu,mn,mo}={1,1,1};
{ni,si,v,w}={1,1,1,1};

{FeN,CN,SiN,MnN,NiN,MoN,CrN,VN,CoN,CuN,AlN,WN}=
Mol[CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo];

SiY=SiN/FeN;
MnY=MnN/FeN;
NiY=NiN/FeN;
MoY=MoN/FeN;
CrY=CrN/FeN;
VY=VN/FeN;
CoY=CoN/FeN;
CuY=CuN/FeN;
AlY=AlN/FeN;
WY=WN/FeN;

ySi*SiY^si+yMn*MnY^mn+yNi*NiY^ni+yMo*MoY^mo+yCr*CrY^cr+
yV*VY^v+yCo*CoY^co+yCu*CuY^cu+yAl*AlY^al+yW*WY^w];
```

```
//Berechnet •G für chemische Zusammensetzung und Temperatur
Formel (10)

•G••pf=Function[{T,•TMmNM,•TM},
T7=T-100*T20;
T8=T7-1140;
gamman=20;
F1=GammaFunc[T7,940,gamman]*(T8*((T8*(-3.58434*10^-
9*T8+(2.70013*10^-6))-(1.04923*10^-3))*T8+0.26557)-8.88909)+
GammaFunc[T7,700,gamman]*(1-
GammaFunc[T7,940,gamman])*(1.30089*T7-1331)+
GammaFunc[T7,300,gamman]*(1-
GammaFunc[T7,700,gamman])*(1.65786*T7-1581)+
(1-GammaFunc[T7,300,gamman])*(1.38*T7-1499.0);
(141.0*T10+F1)*4.187];

//Berechnet C-C Interaktion Energie in gamma
W•f=Function[{CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo},
{FeN,CN,SiN,MnN,NiN,MoN,CrN,VN,CoN,CuN,AlN,WN}=
Mol[CC,Si,Mn,Ni,Mo,Cr,V,Co,Cu,Al,Wo];

P2=2013.0341+763.8167*SiN+45802.87*SiN^2-280061.63*SiN^3+
3.864*10^6*SiN^4-2.4233*10^7*SiN^5+6.9547*10^7*SiN^6;

P3=2012.067-1764.095*MnN+6287.52*MnN^2-21647.96*MnN^3-
2.0119*10^6*MnN^4+3.1716*10^7*MnN^5-1.3885*10^8*MnN^6;

P4=2006.8017+2330.2424*NiN-54915.32*NiN^2+1.6216*10^6*NiN^3-
2.4968*10^7*NiN^4+1.8838*10^8*NiN^5-5.5531*10^8*NiN^6;

P5=2006.834-2997.314*MoN-37906.61*MoN^2+1.0328*10^6*MoN^3-
1.3306*10^7*MoN^4+8.411*10^7*MoN^5-2.0826*10^8*MoN^6;

P6=2012.367-9224.2655*CrN+33657.8*CrN^2-566827.83*CrN^3+
8.5676*10^6*CrN^4-6.7482*10^7*CrN^5+2.0837*10^8*CrN^6;

P7=2011.9996-6247.9118*VN+5411.7566*VN^2+250118.1085*VN^3-
4.1676*10^6*VN^4; P8=(8427+5986*CoN)/4.187;

P9=2011;

P10=2011;

P11=2006.834-2997.314*WN-37906.61*WN^2+1.0328*10^6*WN^3-
1.3306*10^7*WN^4+8.411*10^7*WN^5-2.0826*10^8*WN^6;

SiY=SiN/FeN;
MnY=MnN/FeN;
NiY=NiN/FeN;
MoY=MoN/FeN;
CrY=CrN/FeN;
VY=VN/FeN;
CoY=CoN/FeN;
CuY=CuN/FeN;
AlY=AlN/FeN;
WY=WN/FeN;

B2=SiY+MnY+NiY+MoY+CrY+VY+CoY+CuY+AlY+WY;
```

```

B3=P2*SiY+P3*MnY+P4*NiY+P5*MoY+P6*CrY+P7*VY+P8*CoY+
P9*CuY+P10*AlY+P11*WY;

W●=If[Abs[B3]>=1/10^40&&Abs[B2]>=1/10^40,
(B3/B2)*4.187,8054]]];

//Berechnet ln von C-Aktivität in alpha Formel (3)
LogC●=Function[{x●,T,W●,R},

    J●=1-Exp[-(W●/(R*T))];

    4*Log[(Sqrt[9-6*(2*J●+3)*x●+(9+16*J●)*x●^2]-3+5*x●)/
(Sqrt[9-6*(2*J●+3)*x●+(9+16*J●)*x●^2]+3-5*x●)]+
    3*Log[(3-4*x●)/x●+(4*W●)/(R*T)+(●H●f[T]-●S●f[T]*T)/(R*T)];

//Berechnet ln von Fe-Aktivität in alpha Formel (5)
LogFe●=Function[{x●,T,W●,R},

    J●=1-Exp[-(W●/(R*T))];

    12*Log[(3*(1-2*J●)+(8*J●-3)*x●-Sqrt[9-6*(2*J●+3)*x●
+(9+16*J●)*x●^2])/(2*J●*(4*x●-3))]+
    9*Log[(3*(1-x●))/(3-4*x●)];

//Berechnet ln von C-Aktivität in gamma Formel (6)
LogC●=Function[{x●,T,W●,R},

    J●=1-Exp[-(W●/(R*T))];

    Log[((1-2*x●)/x●)^5+(6*W●)/(R*T)+(●H●f[T]-●S●f[T]*T)/(R*T)+
Log[(Sqrt[1-2*(1+2*J●)*x●+(1+8*J●)*x●^2]-1+3*x●)/
(Sqrt[1-2*(1+2*J●)*x●+(1+8*J●)*x●^2]+1-3*x●))^6];

//Berechnet ln von Fe-Aktivität in gamma Formel (8)
LogFe●=Function[{x●,T,W●,R},

    J●=1-Exp[-(W●/(R*T))];

    5*Log[(1-x●)/(1-2*x●)]+6*Log[(1-2*J●+(4*J●-1)*x●-
Sqrt[1-2*(1+2*J●)*x●+(1+8*J●)*x●^2])/(2*J●*(2*x●-1))];

```

```

//Berechnet die •G für G•-G• in Abhängigkeit von C-Anteil
•G••f=Function[{XX,T,F,W•,W•,R},

    J•=1-Exp[-(W•/(R*T))];
    J•=1-Exp[-(W•/(R*T))];

    ••=Sqrt[1-2*(1+2*J•)*XX+(1+8*J•)*XX^2];
    ••=Sqrt[9-6*XX*(2*J•+3)+(9+16*J•)*XX^2];
    LOG••=Log[(••-3+5*XX)/(••+3-5*XX)];

2*XX*R*T*Log[XX]+XX*(•H•f[T]-•H•f[T]-(•S•f[T]-•S•f[T])*T+4*W•-
6*W•)-4*R*T*(1-XX)*Log[1-XX]+5*R*T*(1-2*XX)*Log[1-2*XX]-
6*R*T*XX*Log[(••-1+3*XX)/(••+1-3*XX)]-6*R*T*(1-XX)*Log[(1-
2*J•+(4*J•-1)*XX-••)/(2*J•*(2*XX-1))]+3*R*T*XX*Log[3-
4*XX]+4*R*T*XX*LOG••+(1-XX)*F+ZENn[XX,T];

//Berechnet die XAc3 und •G für Paraequilibrium
DFPARA=Function[{T,F,W•,R,CN},
XAc3=x•/.FindRoot[F==R*T*LogFe•[x•,T,W•,R],
{x•,1.*10^-9},Method->"Newton"];
If[XAc3<=0,
{0,0},
{XAc3,(-R)*T*(XAc3*(LogC•[XAc3,T,W•,R]-LogC•[CN,T,W•,R])+(1-
XAc3)*(LogFe•[XAc3,T,W•,R]-LogFe•[CN,T,W•,R]))}]]];

//Notwendige Gm für die Bainitkeimbildung
GNf=Function[{Tc},3.637*Tc-2540];

//Berechnet die Ac3-Temperatur
Ac3f=Function[{W•,R,T10,T20},
Ts/.FindRoot[CN==XAc3Func[Ts,•G••pf[Ts,T10,T20],W•,R],
{Ts,1000},Method->"Newton"]];

//Berechnet die Bs-Temperatur
BSNACHGM=Function[{•TMmNM,•TM,W•g,W•,R},
T/.FindRoot[Gmf[CN,T,•G••pf[T,•TMmNM,•TM],R,W•g,W•]==GNf[T],
{T,473},Method->"Newton"]];

//Berechnet die Gm für angegebenen C-Anteil
Gmf=Function[{CN,T,F,R,W•,W•},
R*T*(LogC•[X•Gmf[CN,R,T,F,W•,W•],T,W•,R]-LogC•[CN,T,W•,R])];

//C-Anteil der Gm
XAc3Func=Function[{T,•G••,W•,R},
x•/.FindRoot[•G••==R*T*LogFe•[x•,T,W•,R],
{x•,0.001},Method->"Newton"]];

```



```

//Gewichtsfunktion für „glatte“ Interpolation
GammaFunc=Function[{T,T05,n},((ArcTan[(T-T05)*n]/Pi)+0.5)];

//Zenerorderfunktion
ZENn=Function[{X,T},

T60=T*((1-X)/(28080*X));

ZEN2a=1;

ZEN1a=3.295;

ZEN1b=0.2307+42.7974*T60-233.8631*T60^2+645.4485*T60^3-
954.3995*T60^4+711.8095*T60^5-211.5136*T60^6;

ZEN2b=-2.6702+45.6337*T60-225.3965*T60^2+567.7112*T60^3-
771.6466*T60^4+538.1778*T60^5-151.3818*T60^6;

ZENER=If[T60>1,0,GammaFunc[T60,0.25,0.00025]*((ZEN2b*X)^2*(-
50898.56/(1-X))+ZEN1b*T*X*0.6623741)+(1-
GammaFunc[T60,0.25,0.00025])*((ZEN2a*X)^2*(-50898.56/(1-
X))+ZEN1a*T*X*0.6623741)];

ZENER=ZENER*4.187;

ZENER];

//C-Anteil der Gm
X•Gmf=Function[{CN,R,T,F,W•,W•},

X•=(6.3998*T)/10^7-3.027/10^4;

X•=If[X• > 0,If[X• > 0.32/10^3,0.32/10^3,X•],1/10^13];

J•=1-Exp[-(W•/(R*T))];

x•=x•s/.FindRoot[-F==R*T*(Log[1-x•s]-LogFe•[CN,T,W•,R])-
R*T*(-LogC•[CN,T,W•,R]+4*Log[(Sqrt[(16*J•+9)*x•s^2-
6*(2*J•+3)*x•s+9]+5*x•s-3)/(Sqrt[(16*J•+9)*x•s^2-
6*(2*J•+3)*x•s+9]-5*x•s+3)]+(•H•f[T]-
T•S•f[T])/(R*T)+(4*W•)/(R*T)+3*LogF[(3-4*x•s)/x•s]),
{x•s,X•},Method->"Newton"];
x•];

//C-Kurve der Umklappumwandlung
Shear=Function[{T,GMAX},Exp[0.2432*(1000000/R/T)-
0.135*1000+20*Log[T]-5*Log[Abs[GMAX]]]];

//C-Kurve der Diffusionsumwandlung
Diffu=Function[{T,GMAX},Exp[0.6031*(1000000/R/T)-
0.1905*1000+20*Log[T]-4*Log[Abs[GMAX]]]];

```

```

//C-Anteil der T0-Linie
XT0f=Function[{T,F,W•,W•,R},
xT0=x/.FindRoot[•G••f[x,T,F,W•,W•,R] == 0,{x,0.01}]
xT0];

XT0400f=Function[{T,F,W•,W•,R},
xT0=x/.FindRoot[•G••f[x,T,F,W•,W•,R] == -400,{x,0.01}]
xT0];

Xαf= Function[{Tc},

CTEMP=Tc/900;
0.1528/10^2-(0.8816*CTEMP)/10^2+(0.245*CTEMP^2)/10-
(0.2417*CTEMP^3)/10+(0.6966*CTEMP^4)/10^2];

//bainitische Umwandlung nach Chester
FB=Function[x1,
Module[{x=x1},
fb=0;
n=1;
fb=0;
While[n<20,
fb=fb+x^n/(1.1*n);
n=n+1];
fb]];

//Binitkinetik bei Anwendung von GMAX (Gm) und KG- Korngröße
Kinetic=Function[{Temp, ξ, R, KG, CN, GMAX, θ},

TK=Temp+273;
μW=Temp*0.001077-0.2681;
If[μW<0.05, μW=0.05];
μT=1*10^-2;
μT2=μT^2;
μ=μW*1*10^-3;
μ=μ*μT2;

C1=C111/μ;
β=C2*(1-C4*CN);
If[β<0, β=0.0001];
GSM=KG;
A=1/(θ*GSM*C1);
B=θ*β;

Γ=C2*(GMAX-GNf[Temp])/(rkinetic*R*TK);
C=C2/(R*TK)+C2*GMAX/(rkinetic*R*TK);

Exp[C]/(A*(B+1))*(Exp[Γ/B]*(FB[-(Γ*ξ+Γ/B)]-FB[-Γ/B]+
Log[Abs[1+(B*ξ)]]) -Exp[-Γ]*(FB[(1-ξ)*Γ]-FB[Γ]+Log[(1-ξ)]))];

```

```

//Berechnung des Anpressdrucks einzelnen Windungen p0=0
Formel (59) (60) (61)
Perssure=Function[{T,maxerr},

    For[j=j0,j<=m,j++,

        PerrMax=100;
        it=0;

While[PerrMax>maxerr||it>20,

    For[i=2,i<=nr-1,i++,

        For[itr=0,itr<=3,itr++,

            PToFind=Pold[[i,j]];

ps=((Pold[[i-1,j]]-PToFind)*r[[i]]^2)/(•*Emod[TP[[i,j]]])+
•m[TP[[i,j]]]*r[[i]](TP[[i,j]]-CT)-
•m[TP[[i+1,j]]]*r[[i+1]](TP[[i+1,j]]-CT);

ps=ps+(Pold[[i+1,j]]*r[[i+1]]^2)/(•*Emod[TP[[i+1,j]]]);
ps=ps-42.5*10-6 (1-Exp[-0.05 PToFind]);

PToFind=ps/(r[[i+1]]^2/(•*Emod[TP[[i+1,j]]]));

        ];

        If[ps<0,ps=0];

        Pnew[[i,j]]=ps;

    ];

    err=0;
    Perr=0;

    For[i=i0,i<=nr,i++,
        err=Abs[Pold[[i,j]]-Pnew[[i,j]]];
        If[err>Perr,Perr=err];
        Pold[[i,j]]=Pnew[[i,j]];
        ];

    PerrMax=Perr;

    it++;

    ];

];

//Berechnung der Leitfähigkeit in Radialrichtung Formel (55)
KRFunction=Function[{p,T,max,tgθ,sigma,SB,Emission,HV,
ka,ks,ts,ko,to},

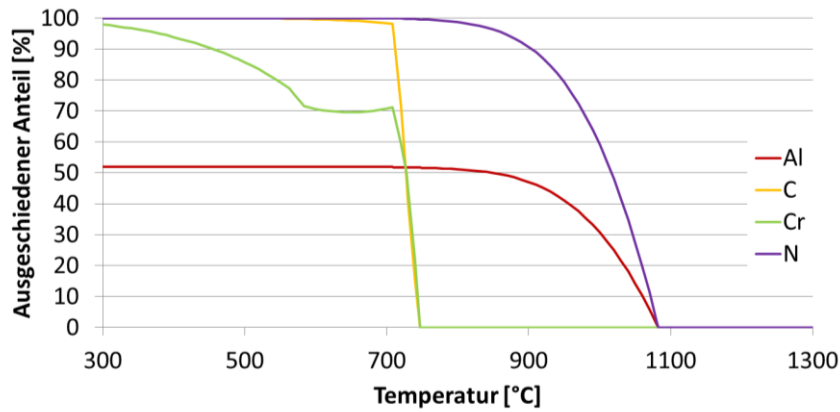
AC= p/(HV+p);

```

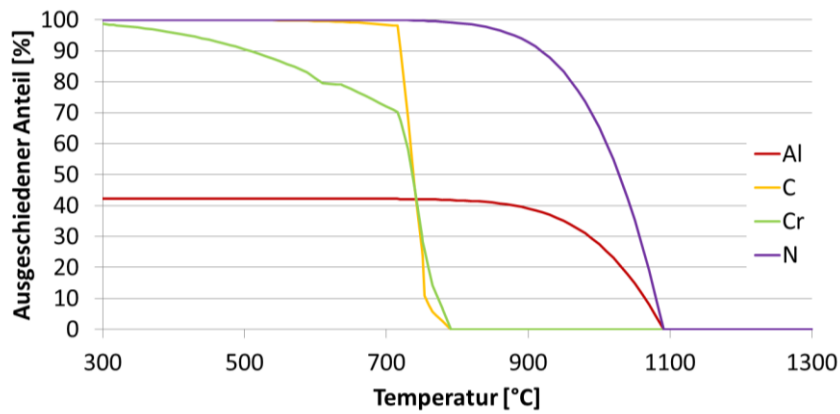
---

```
Rad=1/(4*(1-AC)*Emission*SB*(T+273)^3);  
RcondSteel=sigma/(1.13*KS*tg0)*(1/AC)^0.94;  
RcondAir=(42.7*10^-6*Exp[-0.05*p])/((1-AC)*KA);  
(42.7*10^-6*Exp[-0.05*p]+ts+2*to)/(ts/ks+  
2*to/ko +1/(1/RcondSteel+1/RcondAir+1/Rad))  
];
```

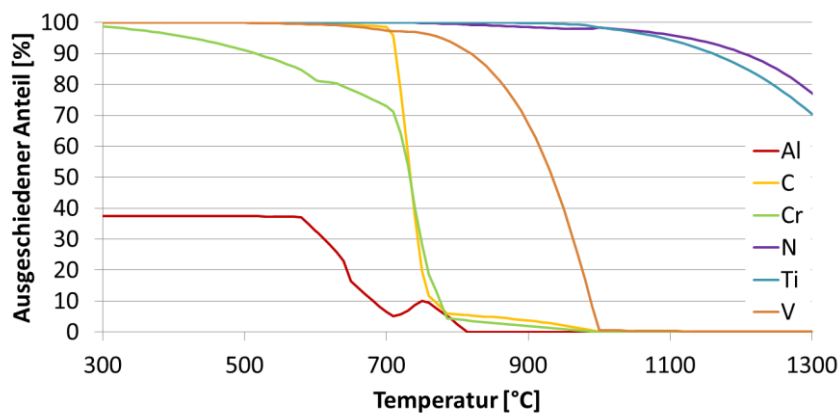
## 12.2 Ausgeschiedener Anteil einzelner Elemente



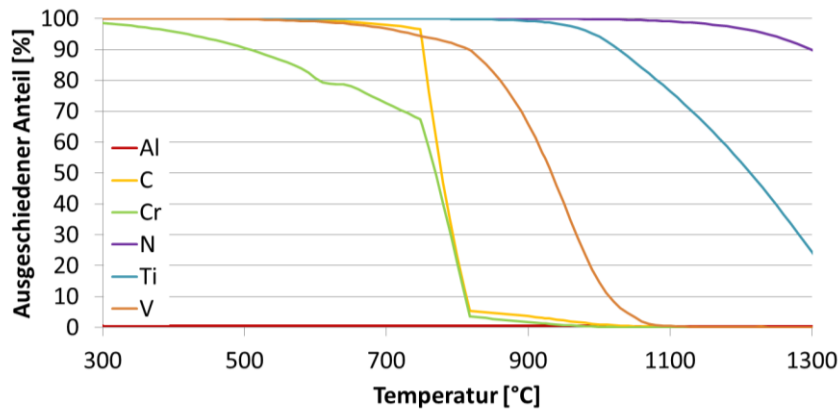
**Abbildung 95:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS



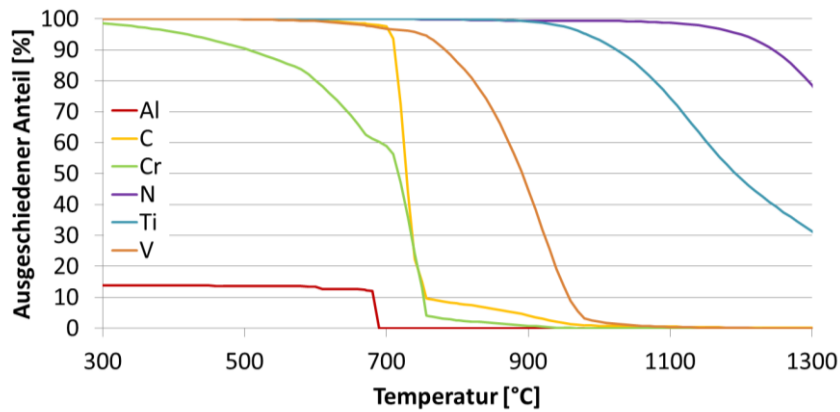
**Abbildung 96:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr



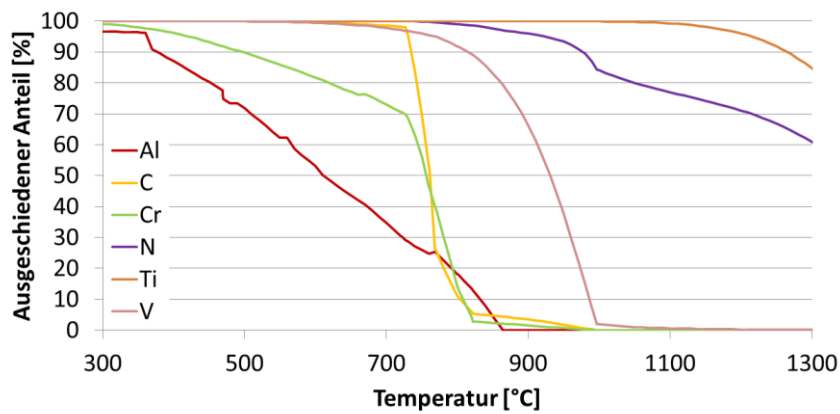
**Abbildung 97:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE



**Abbildung 98:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+Al+MLE



**Abbildung 99:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE-C

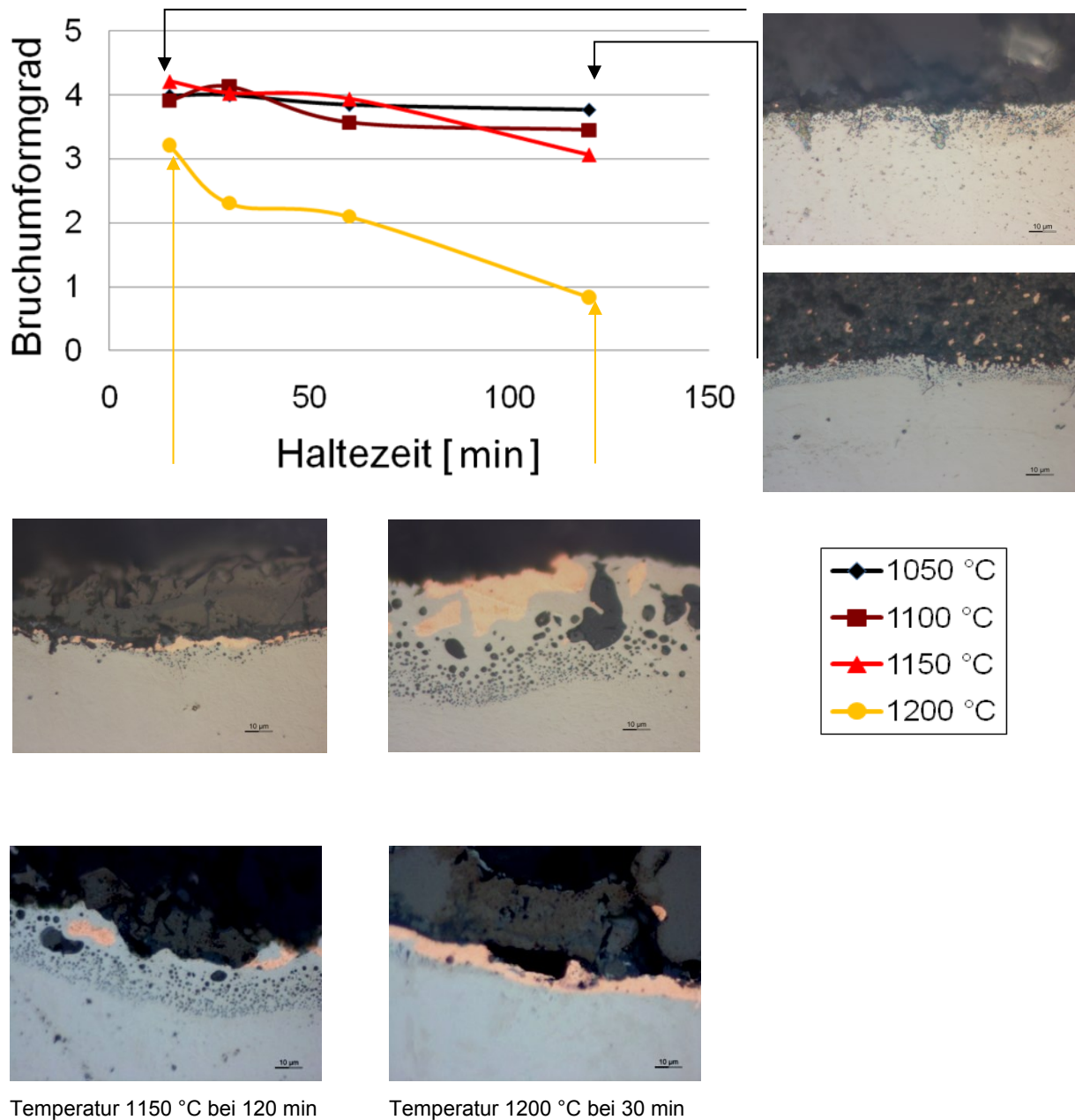


**Abbildung 100:** Ausgeschiedener Anteil in Prozent des Gesamtgehaltes für BASIS+Cr+MLE-Mn

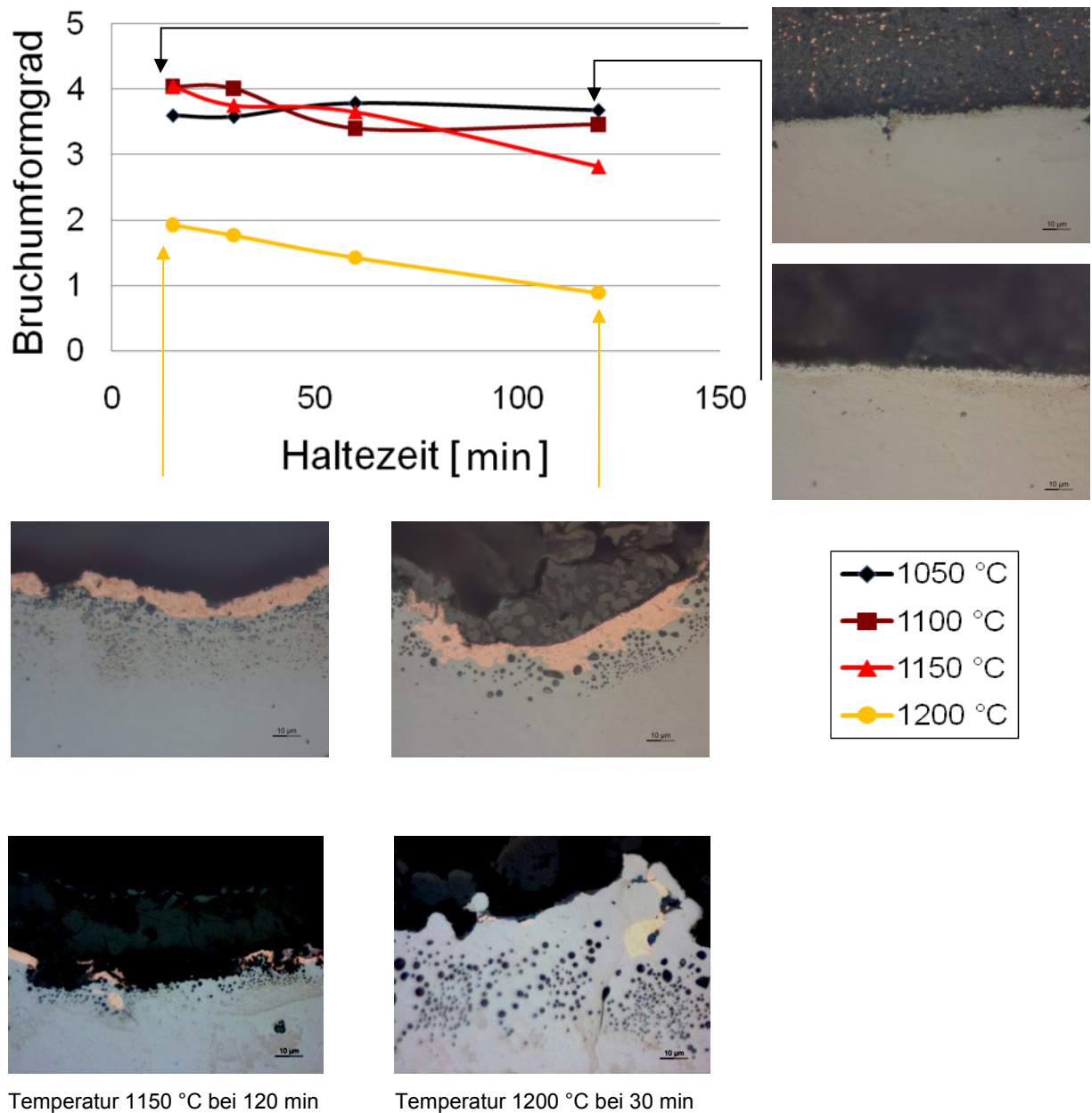


### 12.3 Ermittlung des Bruchumformgrades

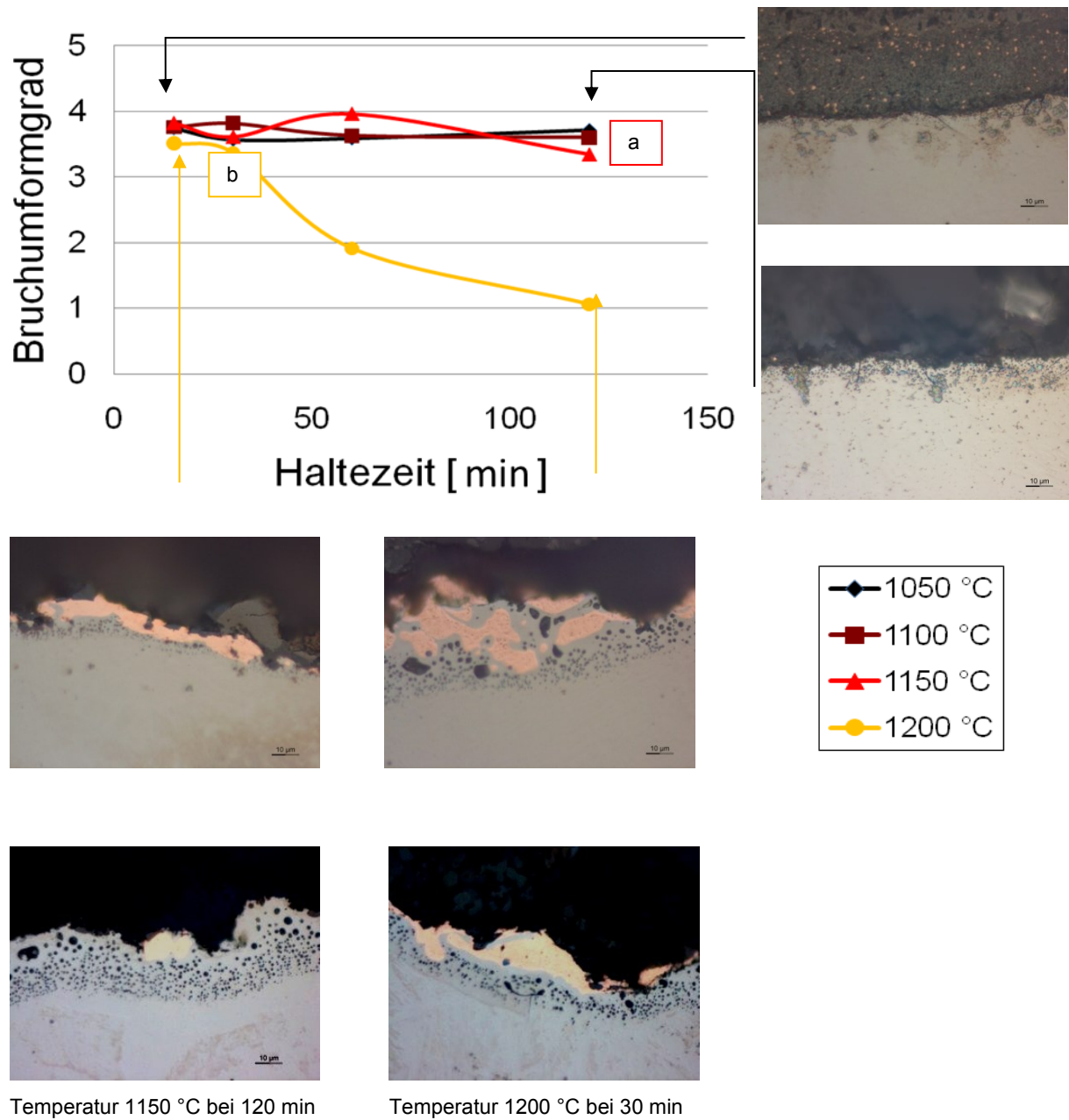
Der Versuchsplan ist in Kapitel 5.6.2 dargestellt.



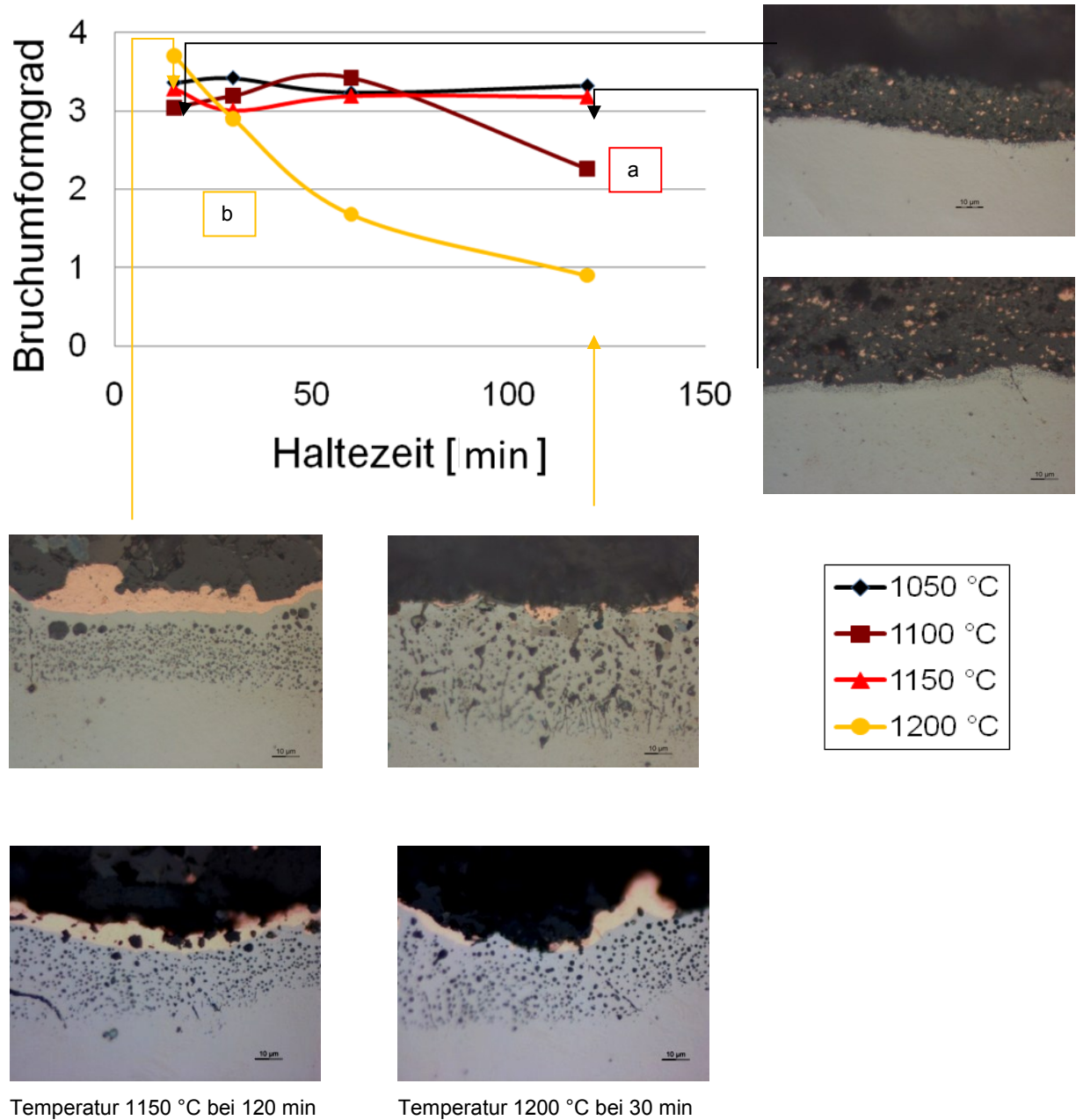
**Abbildung 101:** Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS



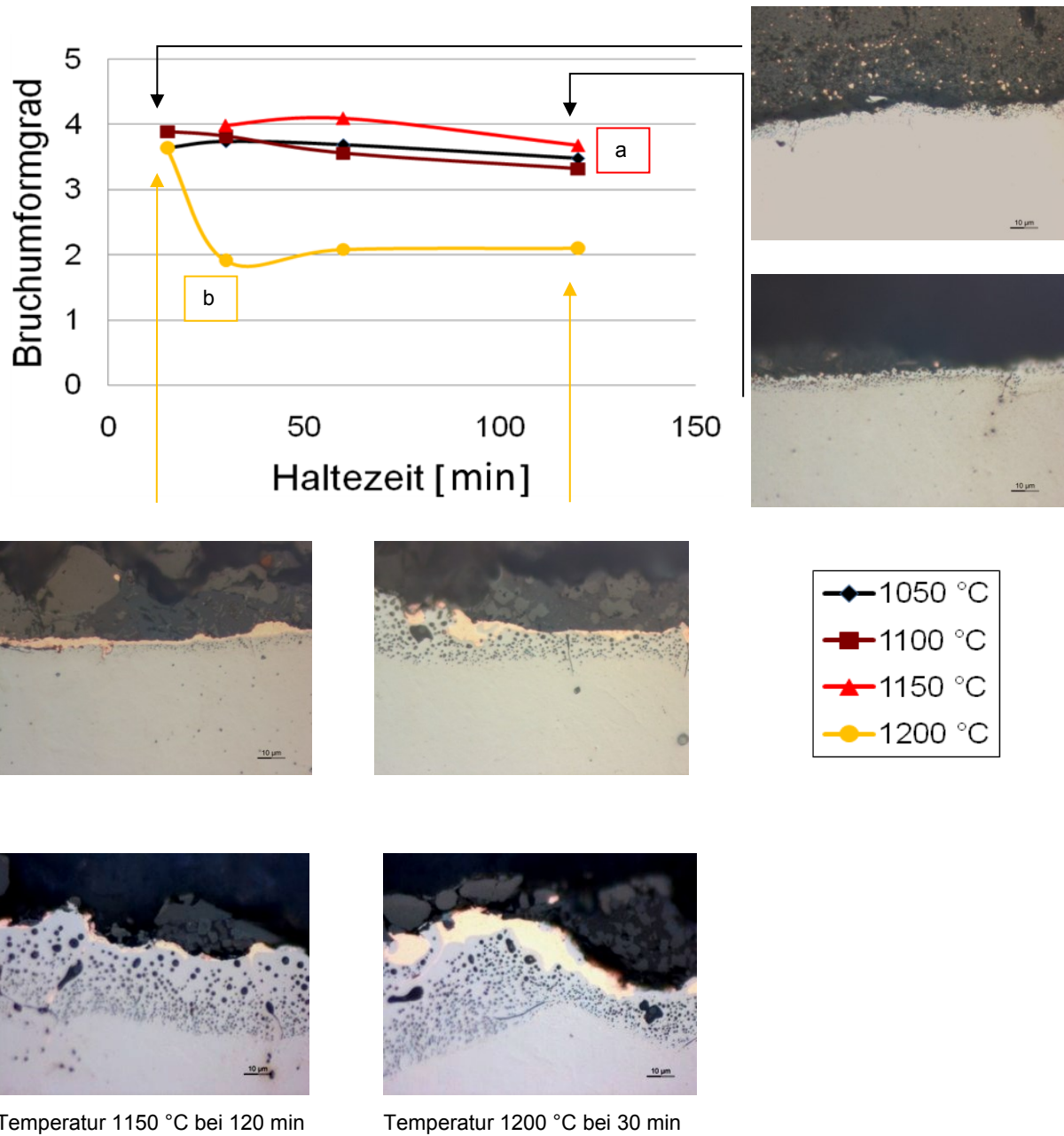
**Abbildung 102:** Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr



**Abbildung 103:** Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE

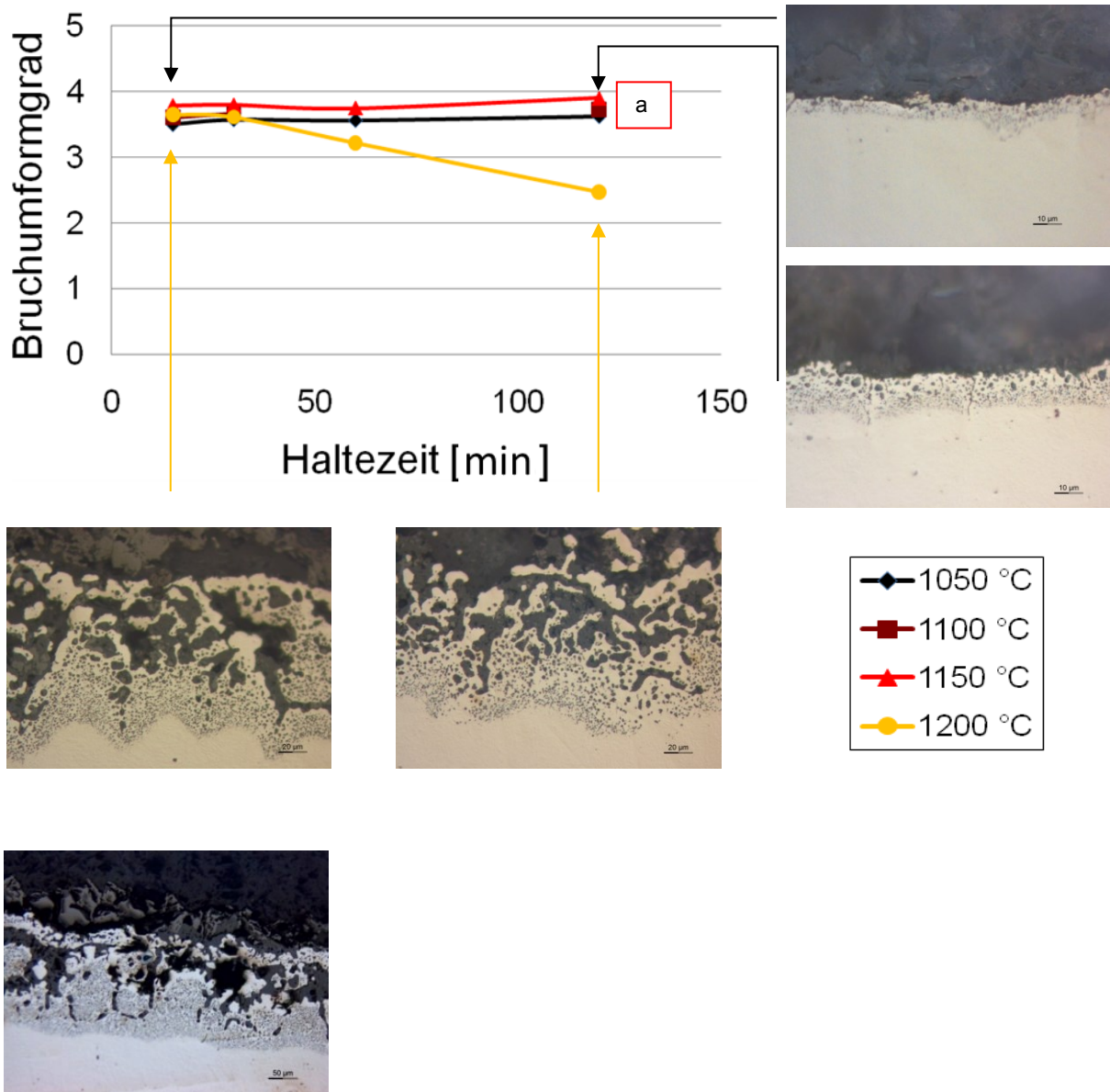


**Abbildung 104:** Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+Al+MLE



**Abbildung 105:** Darstellung des Bruchumformgrades in Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE-C





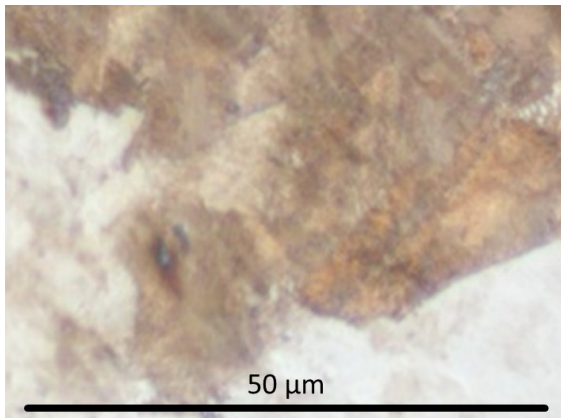
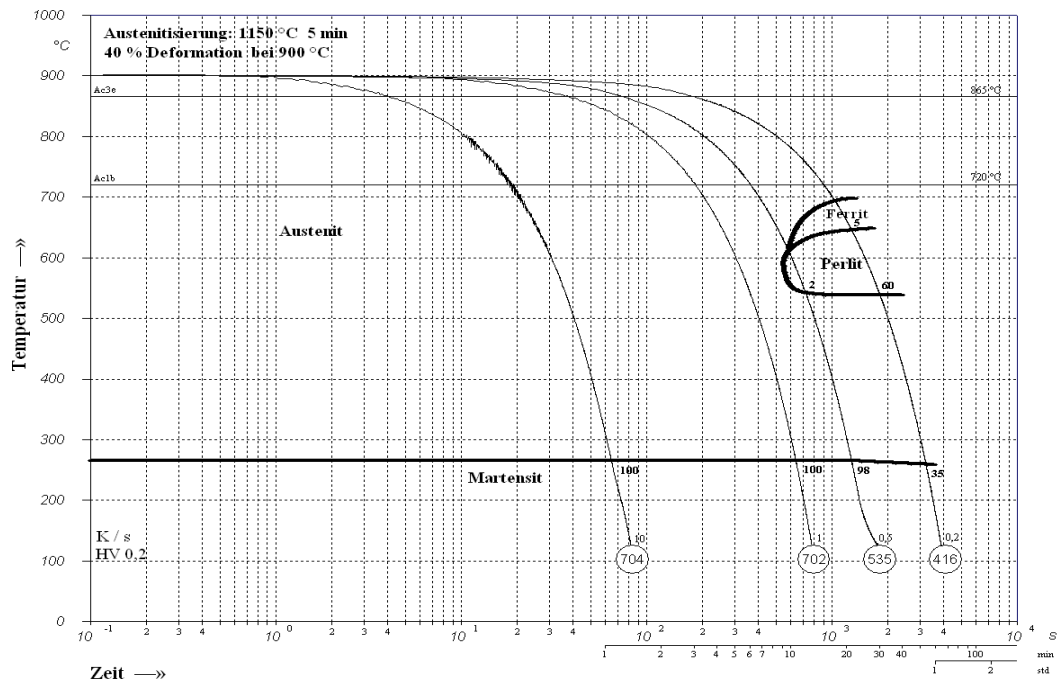
Temperatur 1150 °C bei 120min

**Abbildung 106:** Darstellung des Bruchumformgrades mit Abhängigkeit von Haltezeit und Haltetemperatur während der Aufheizversuche von BASIS+Cr+MLE-Mn

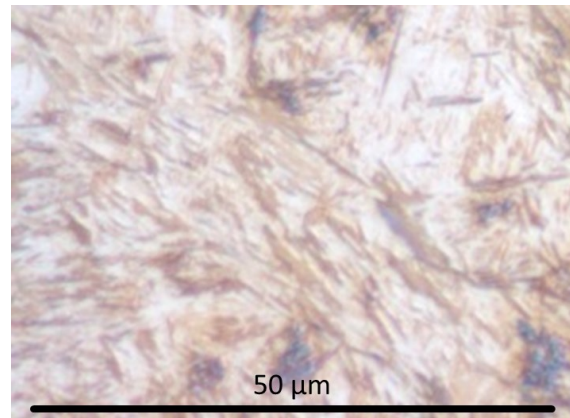




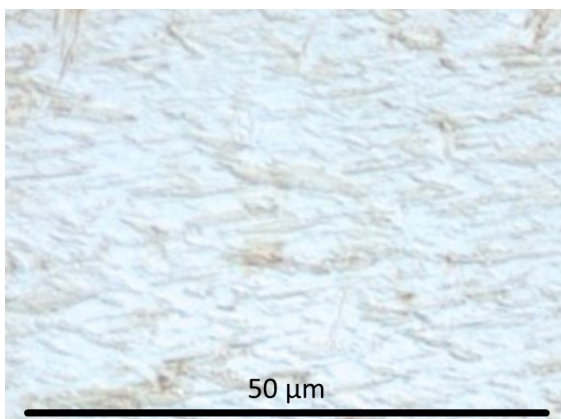
171



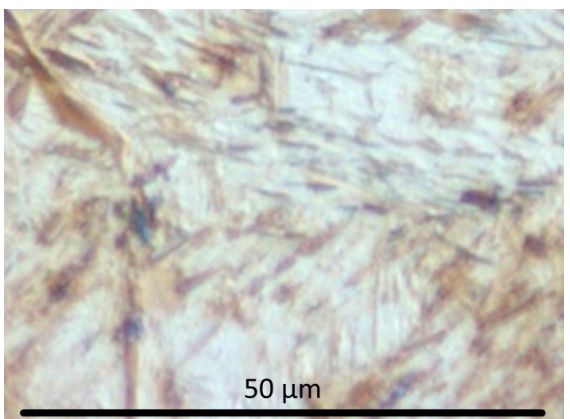
0,2 K/s



0,5 K/s



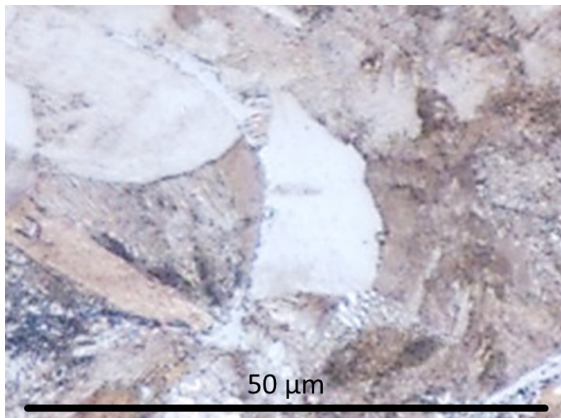
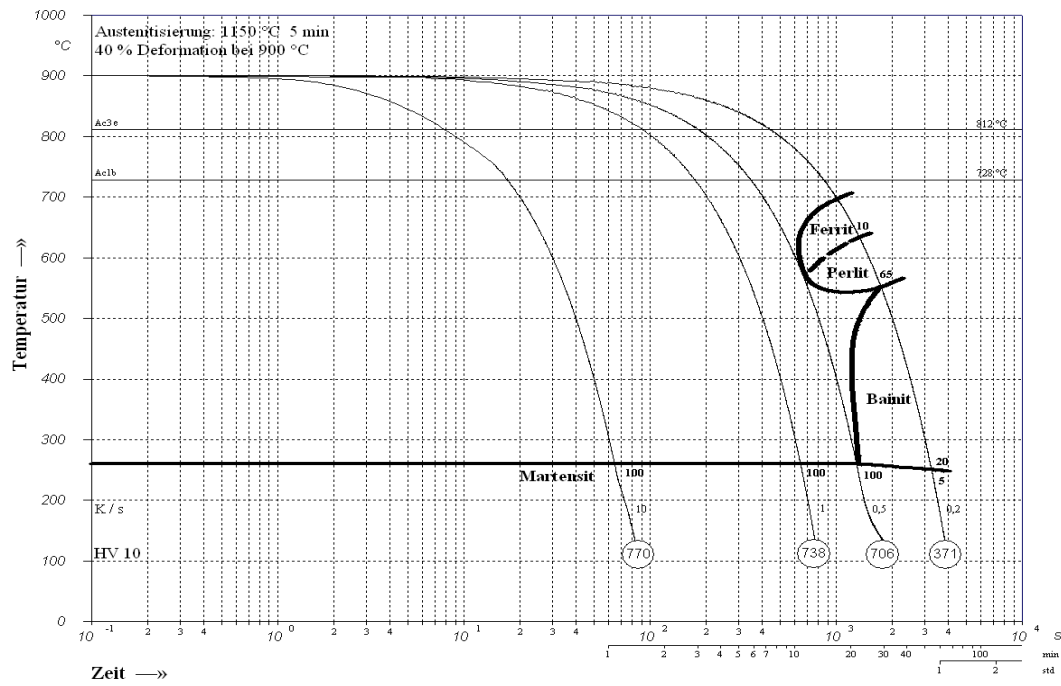
1 K/s



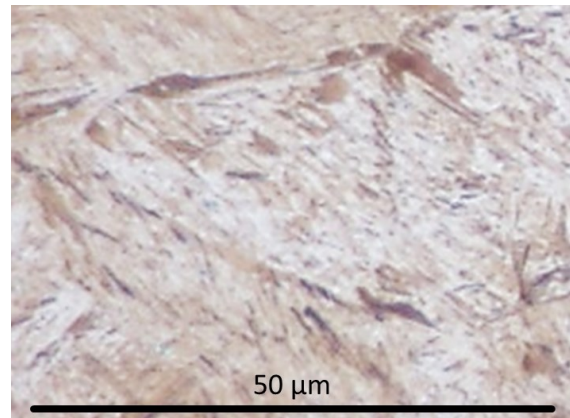
10 K/s

**Abbildung 108:** UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS+Cr

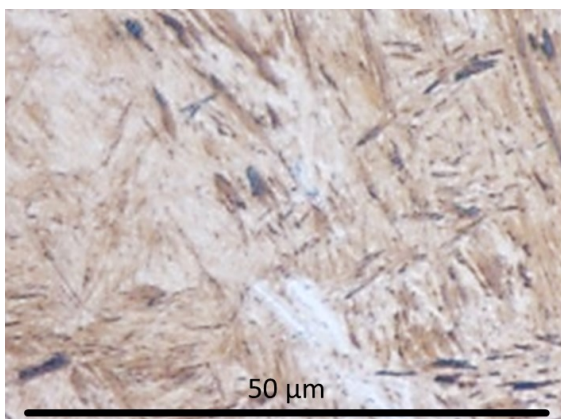




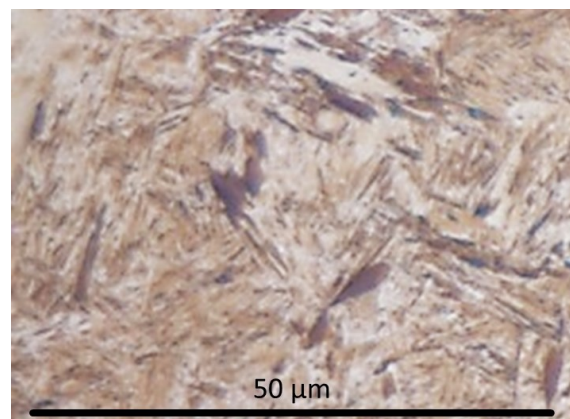
0,2 K/s



0,5 K/s

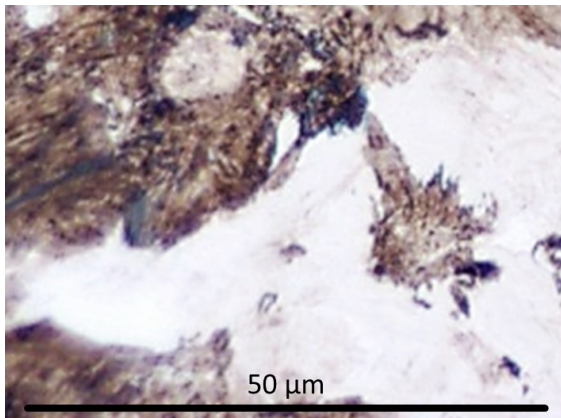
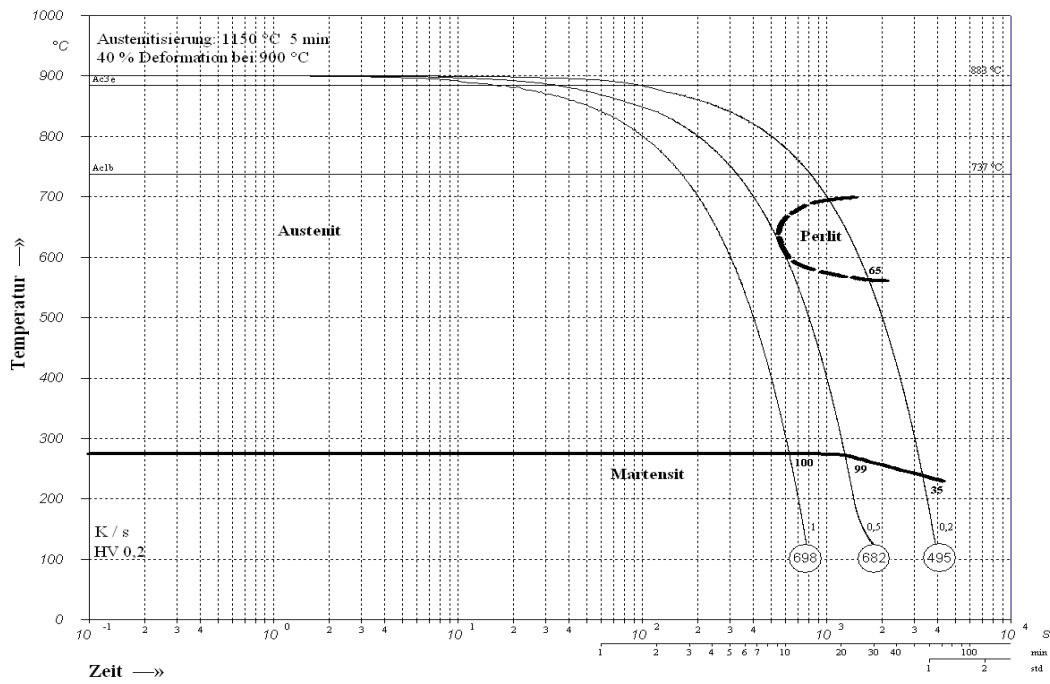


1 K/s

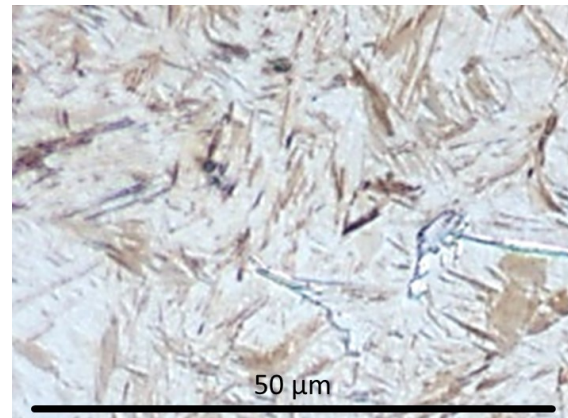


10 K/s

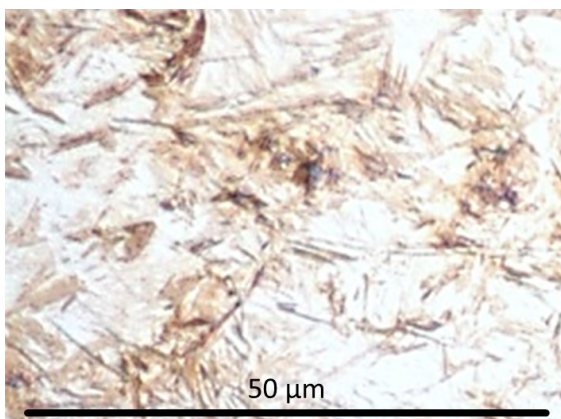
Abbildung 109: UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS+C+MLE



0,2 K/s



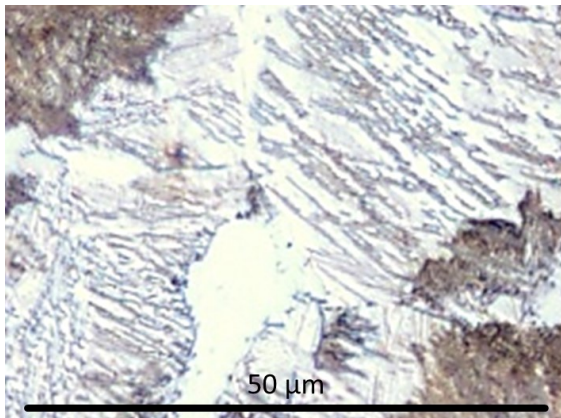
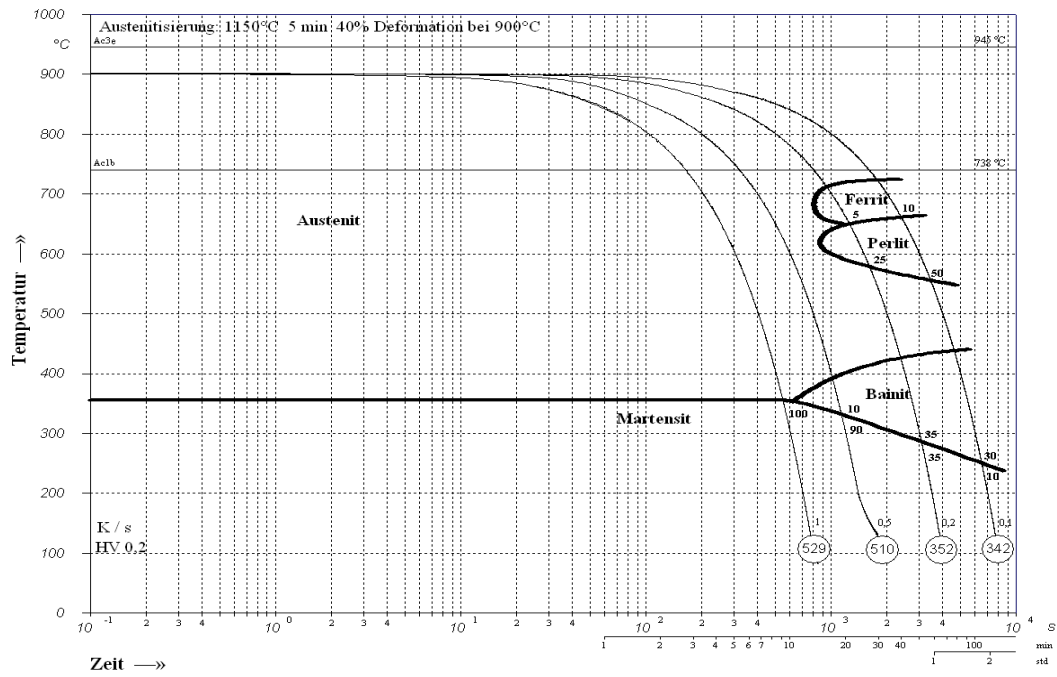
0,5 K/s



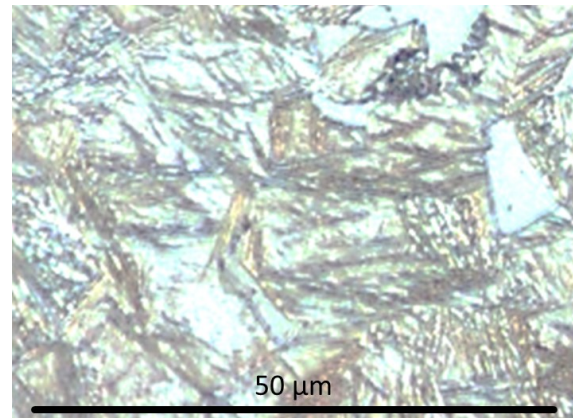
1 K/s

Abbildung 110: UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+Al+MLE

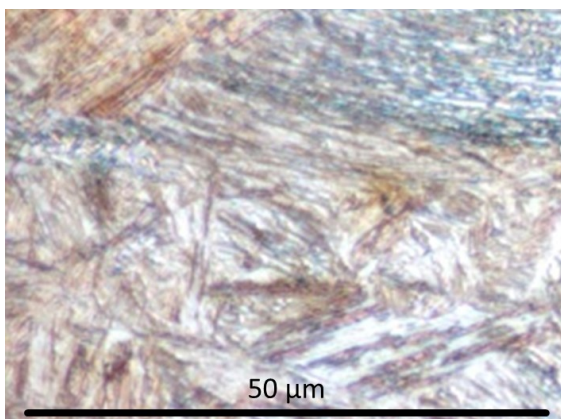




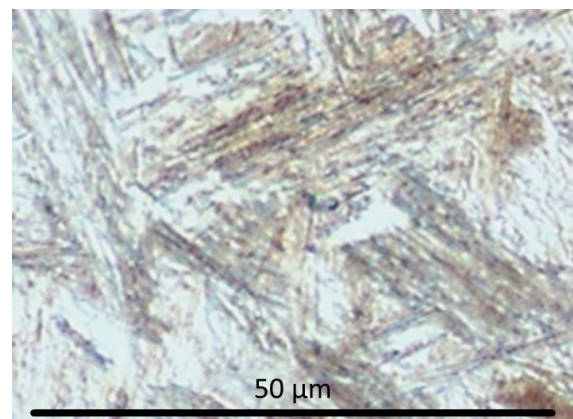
0,1 K/s



0,2 K/s

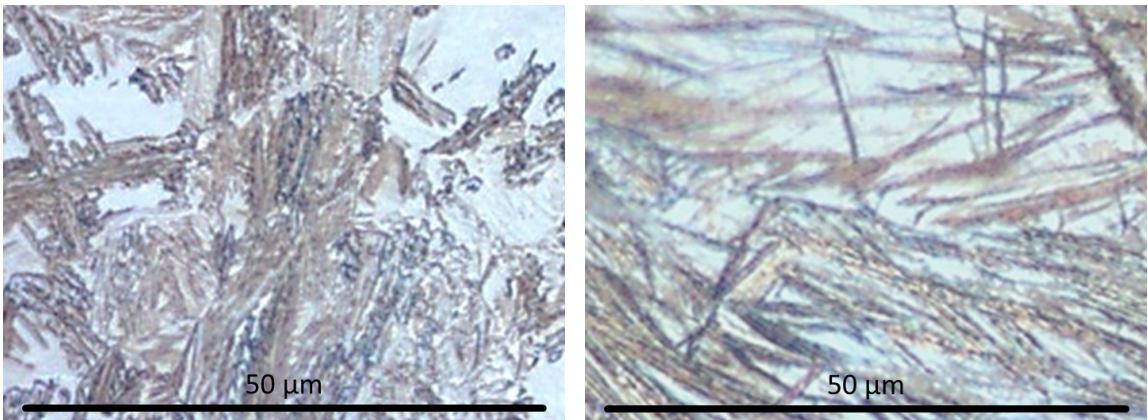


0,5 K/s

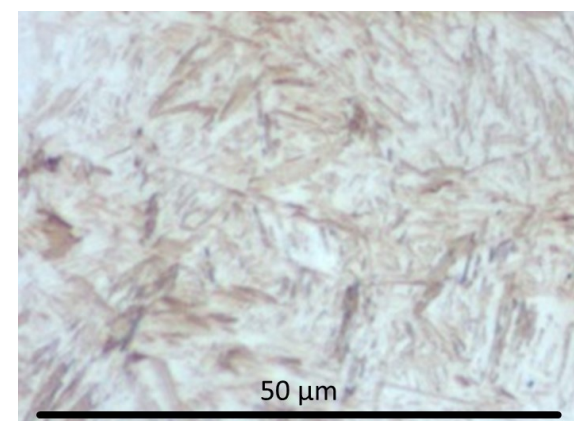


1 K/s

Abbildung 111: UZTU- Schaubild mit Gefügaufnahmen von BASIS+Cr+MLE-C



**0,2 K/s**



**1 K/s**

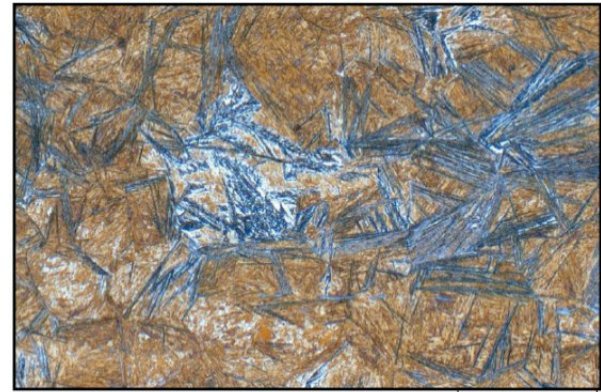


## 12.5 Ermittlung der Umwandlungsverhalten im Bainitbereich bei isothermen Bedingungen

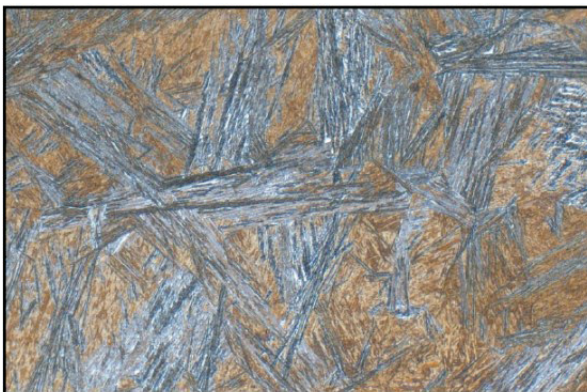
Nummer	Haltezeit Temperatur °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	300	1000	20	80	8	610	0,3600
2	330	1000	35	65	10	570	0,3607
3	360	1000	30	70	12,5	540	0,3612
4	390	1000	15	85	9,5	605	0,3602
5	330	10000	65	35	22,5	445	0,3620
6	-	-	-	100	-	670	0,3590



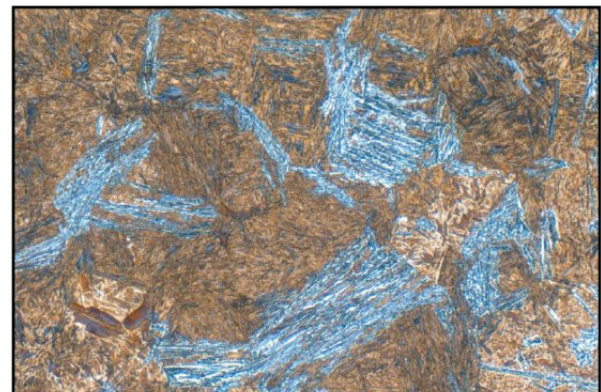
1.



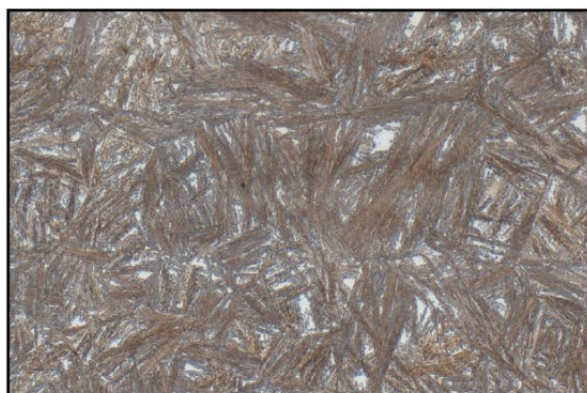
2.



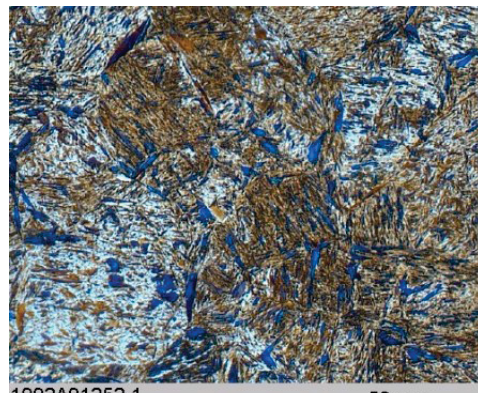
3.



4.



5.

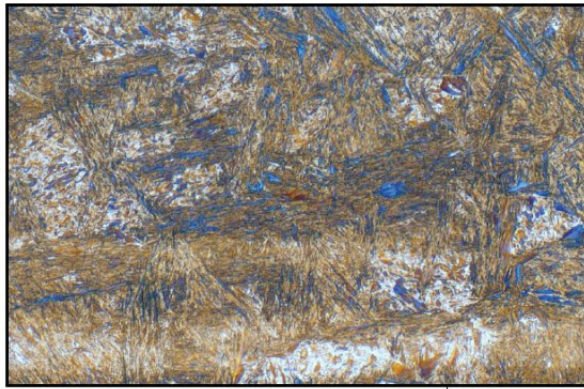


6.

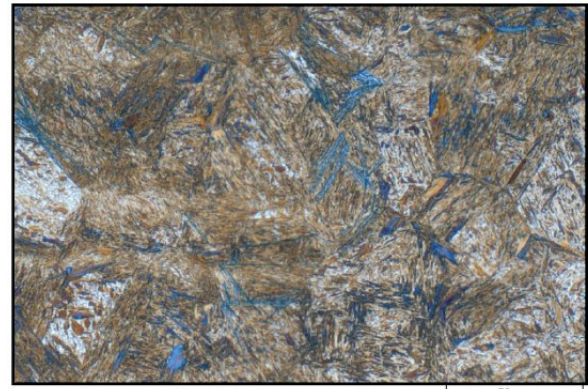
Abbildung 113: Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS



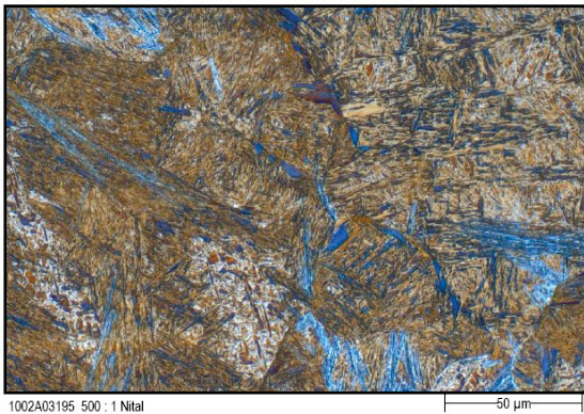
Nummer	Haltezeit °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	300	1000	-	100	6	680	0,3591
2	330	1000	Sp	<100	7	680	0,3592
3	360	1000	5	95	6,5	680	0,3593
4	-	-	-	100	6	680	0,3586



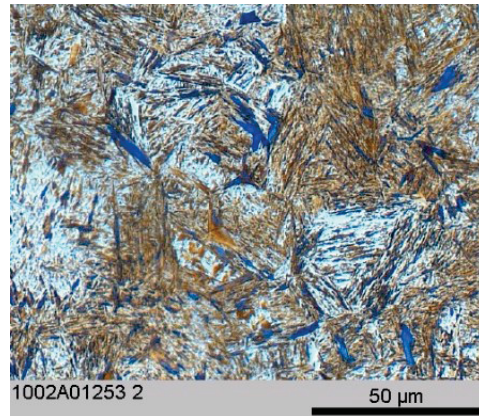
1.



2.



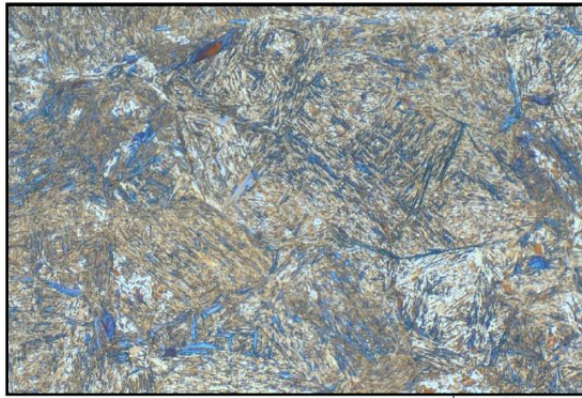
3.



4.

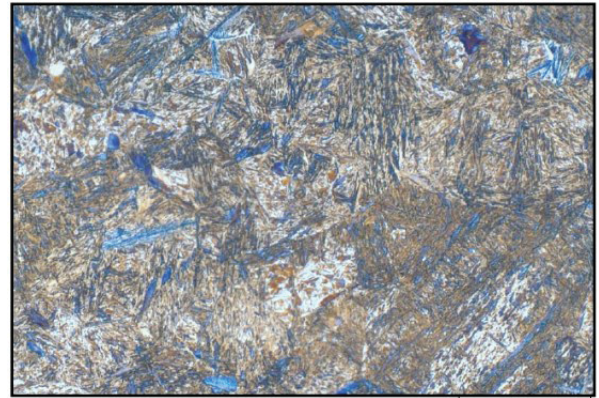
**Abbildung 114:** Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr

Nummer	Haltezeit °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	300	1000	-	100	6	690	0,3594
2	330	1000	Sp	<100	6,5	695	0,3589
3	360	1000	<5	>95	8	690	0,3595
4	-	-	-	100	9	680	0,3582



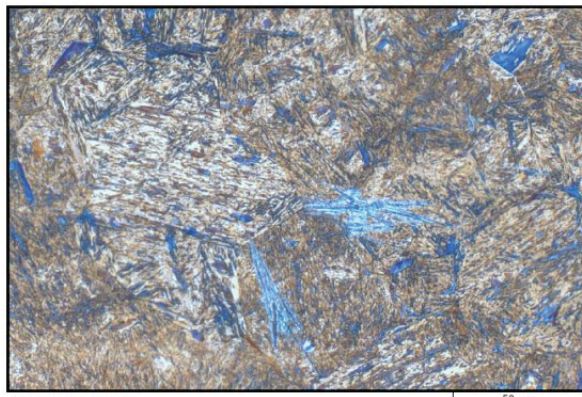
1002A03182 500 : 1 Nitral

1.



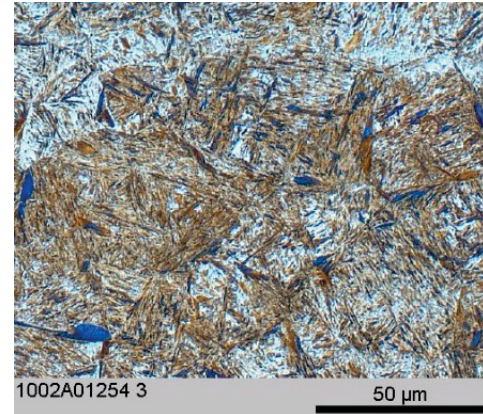
1002A03183 500 : 1 Nitral

2.



1002A03184 500 : 1 Nitral

3.



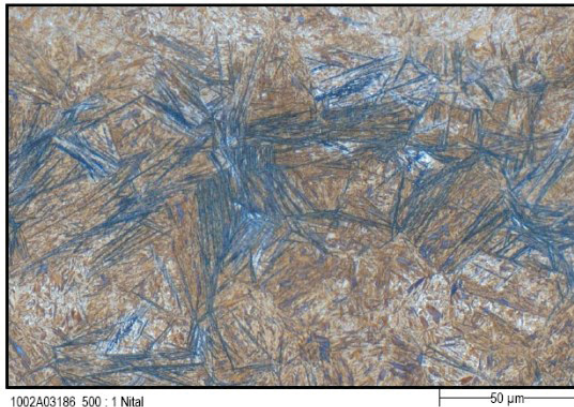
1002A01254 3

4.

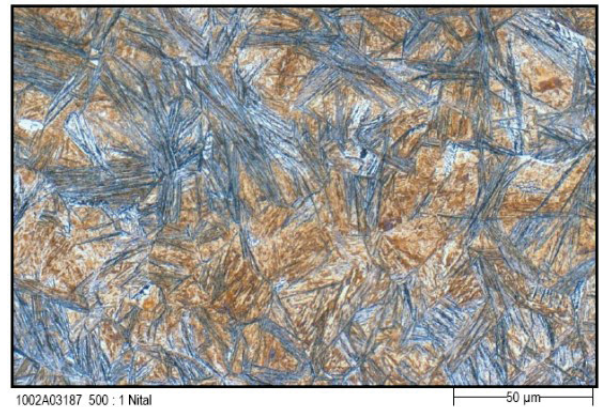
Abbildung 115: Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE



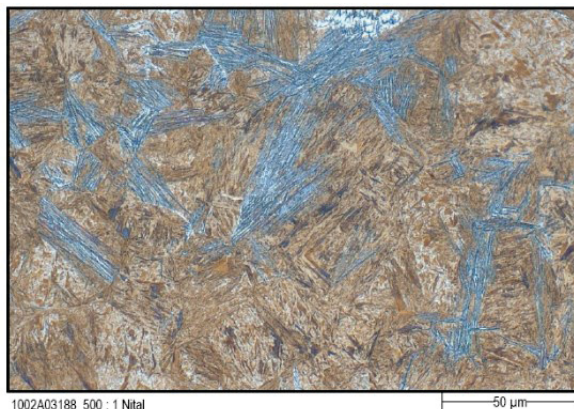
Nummer	Haltezeit Temperatur °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	300	1000	20	80	9	650	0,3602
2	330	1000	40	60	15,5	575	0,3612
3	360	1000	35	65	14	520	0,3623
4	390	1000	15	85	11,5	625	0,3609
5	330	10000	70	30	25,5	445	0,3640
6	360	10000	90	10	32	405	0,3634
7	-	-	-	100	7	675	0,3600



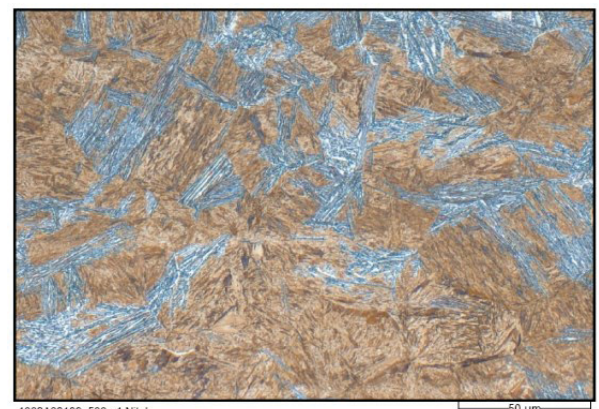
1.



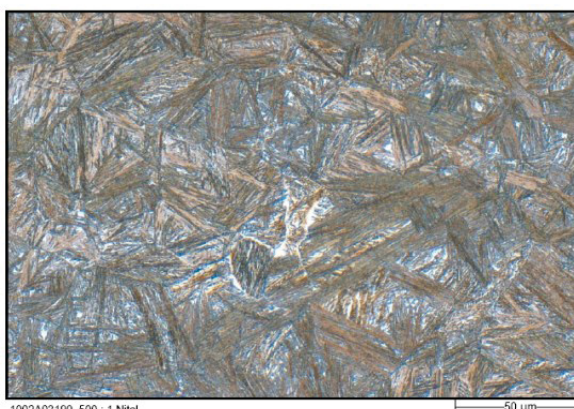
2.



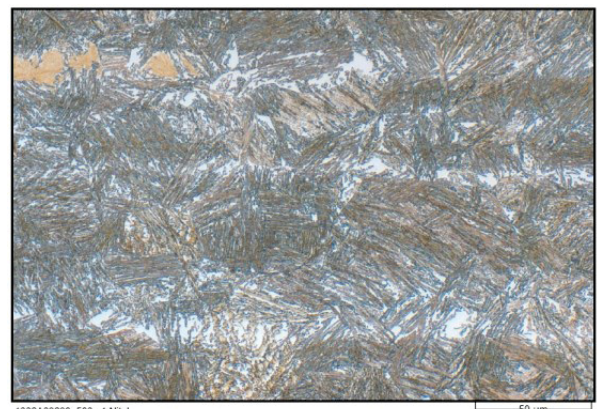
3.



4.



5.

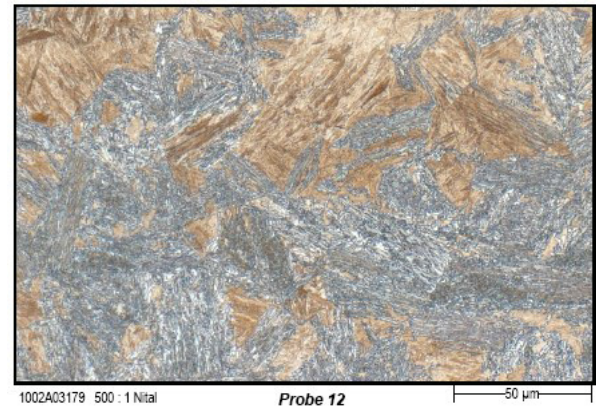
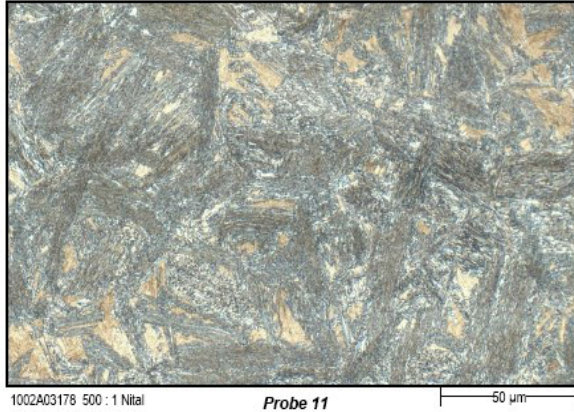


6.

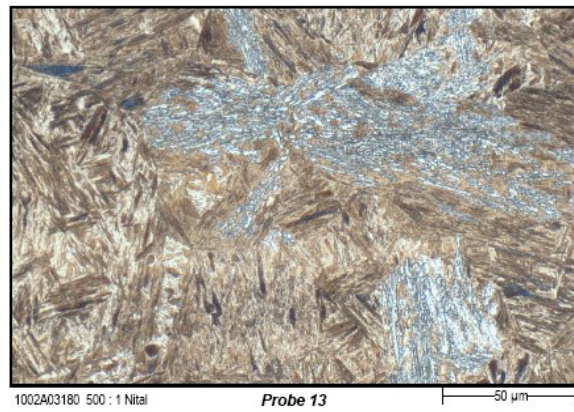
**Abbildung 116:** Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+Al+MLE



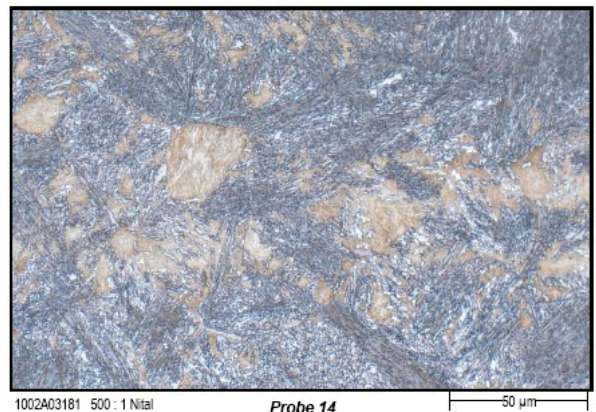
Nummer	Haltezeittemperatur °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	375	1000	80	20	19,5	415	0,3619
2	400	1000	65	35	18	420	0,3608
3	430	1000	20	80	4,5	525	0,3594
4	400	10000	75	25	21	405	0,3610
5	-	-	-	100	3	550	0,3593



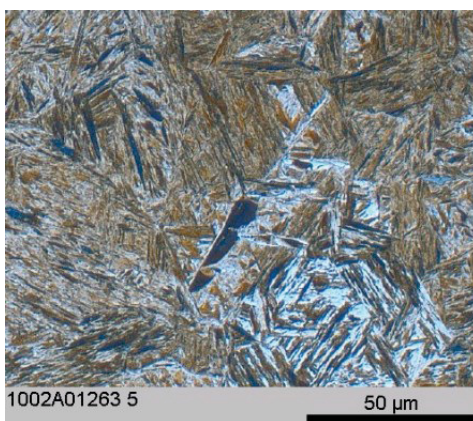
1.



2.



3.



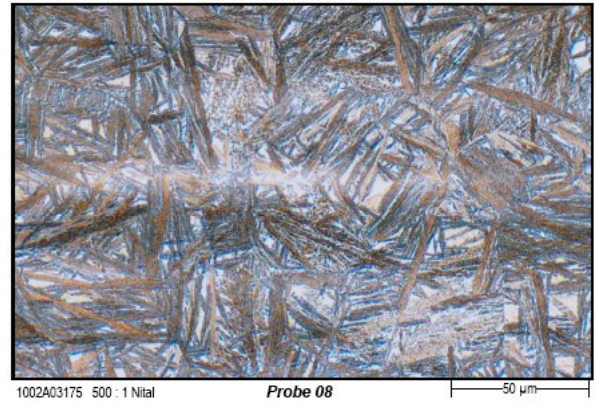
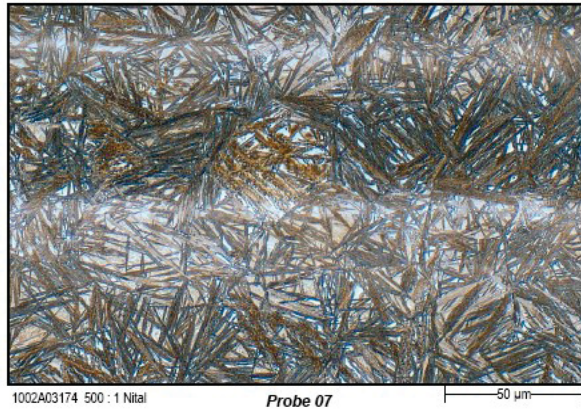
4.

5.

**Abbildung 117:** Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE-C

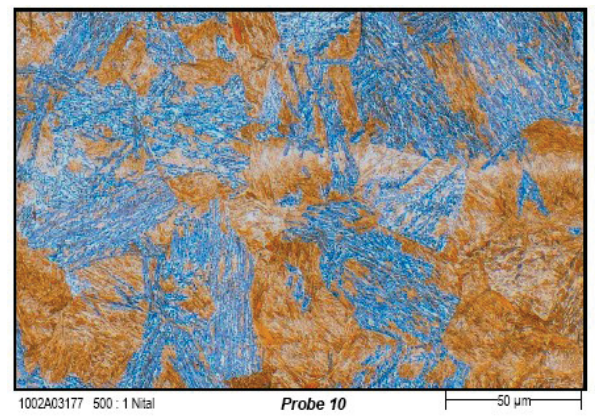
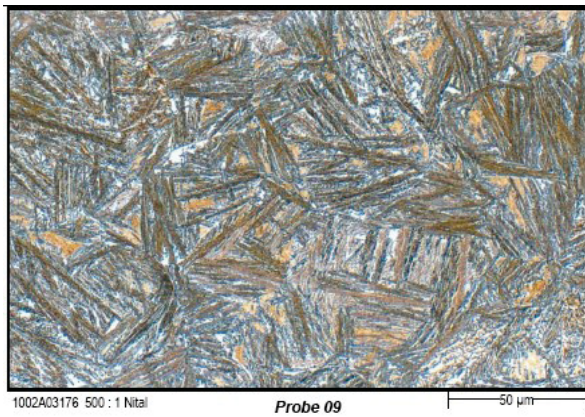


Nummer	Haltezeit Temperatur °C	Überalterung s	Bainit %	Martensit %	RA %	HV10	Gitterkonstante RA
1	320	1000	5	95	15,5	540	0,3613
2	350	1000	70	30	20,5	490	0,3621
3	380	1000	65	35	26,5	440	0,3625
4	410	1000	50	50	18	505	0,3612
5	-	-	-	100	6,5	720	0,3590



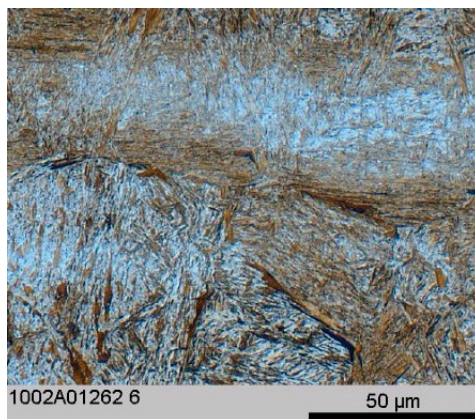
1.

2.



3.

4.

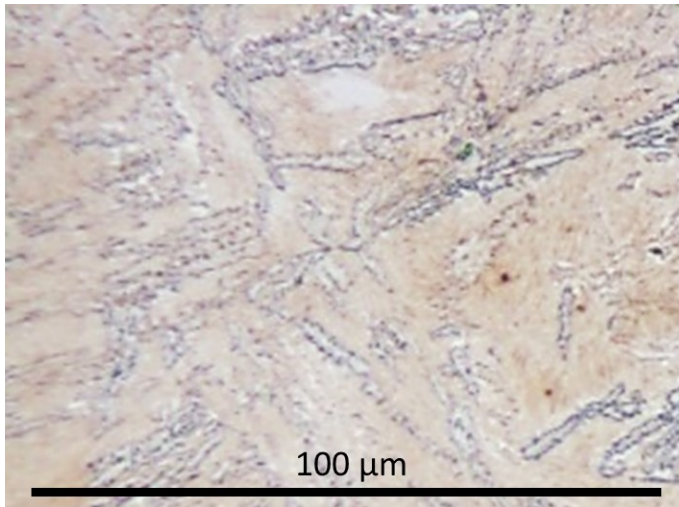


5.

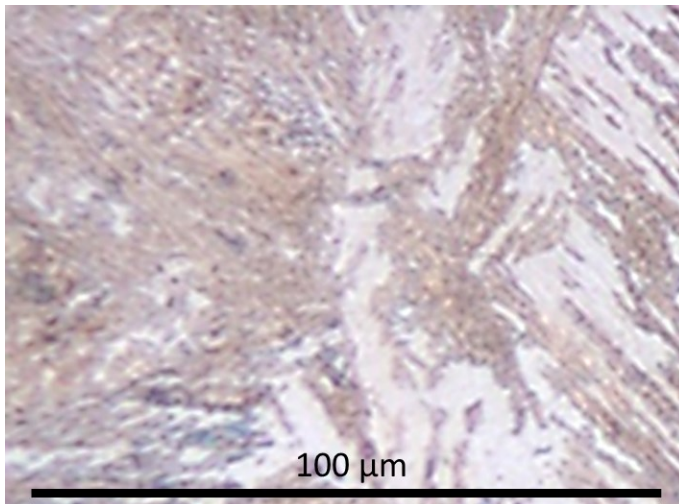
**Abbildung 118:** Ergebnisse des isothermischen Haltens von BASIS+Cr+MLE-Mn



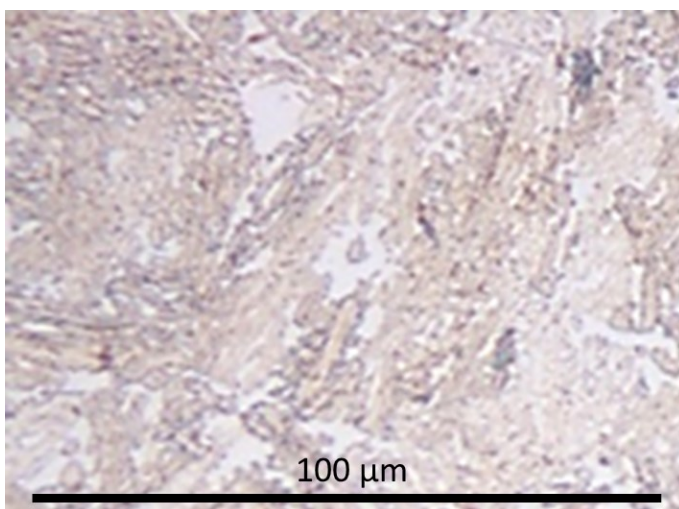
## 12.6 Gleeblesimulation des Warmwalzprozesses



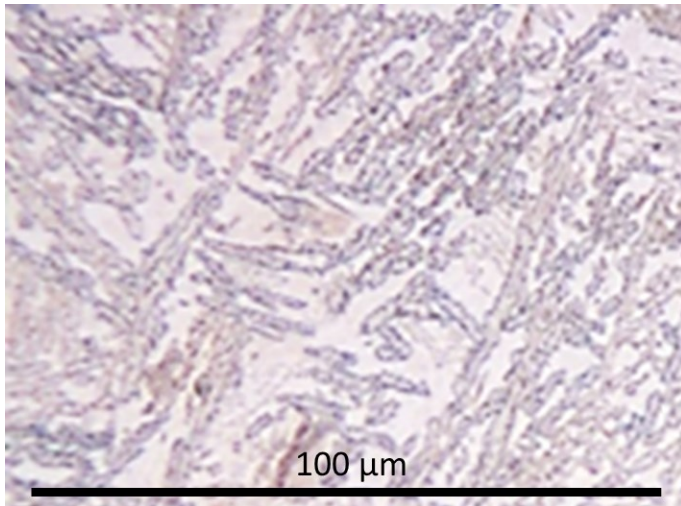
**Abbildung 119:** 1e BASIS EWT: 850 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806



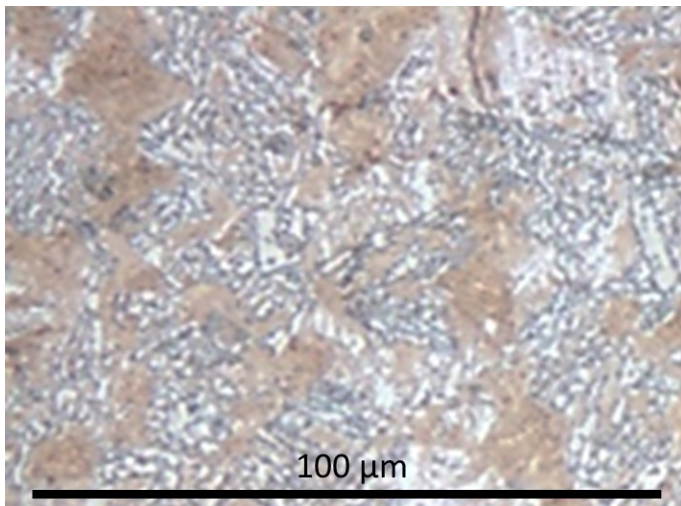
**Abbildung 120:** 1b BASIS EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,223



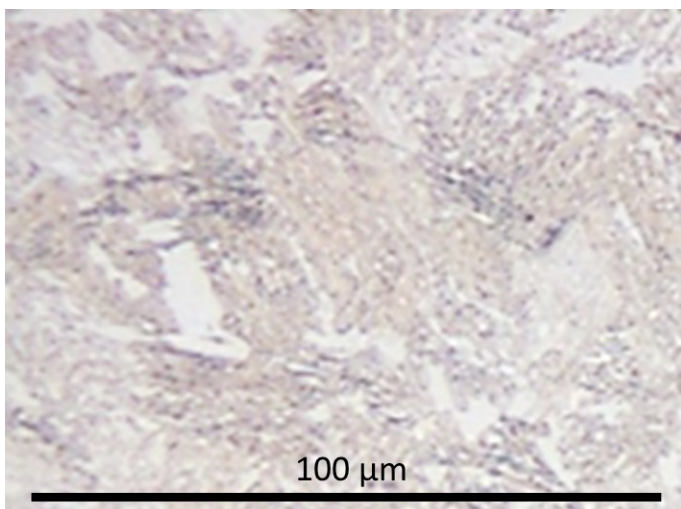
**Abbildung 121:** 1a BASIS EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,806



**Abbildung 122:** 1d BASIS EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,223

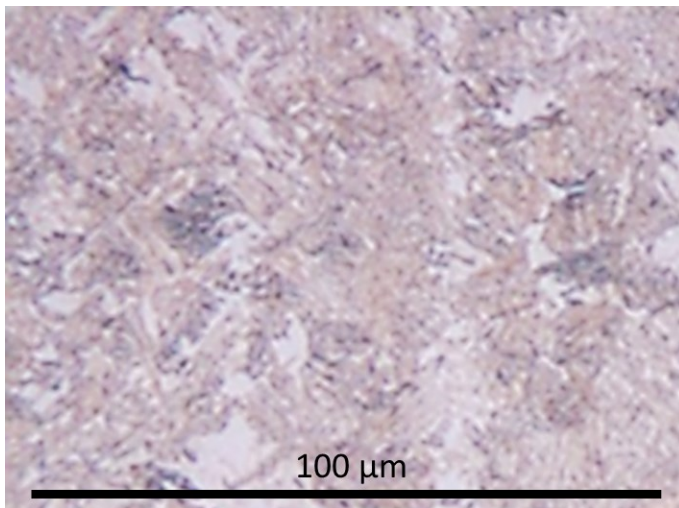


**Abbildung 123:** 1c BASIS EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,8063

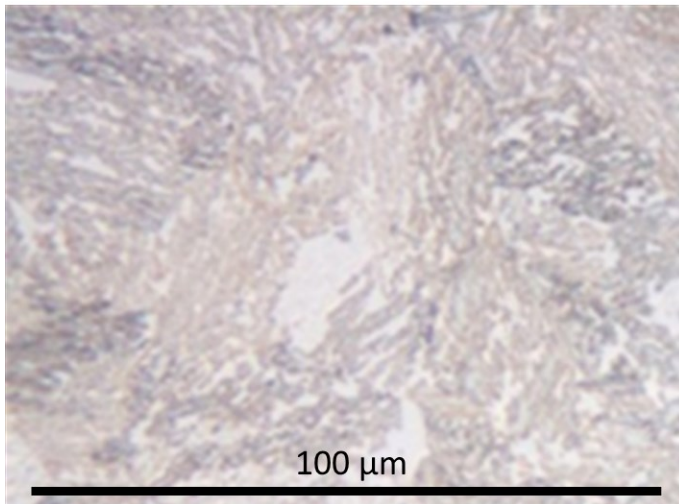


**Abbildung 124:** 4b BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,223

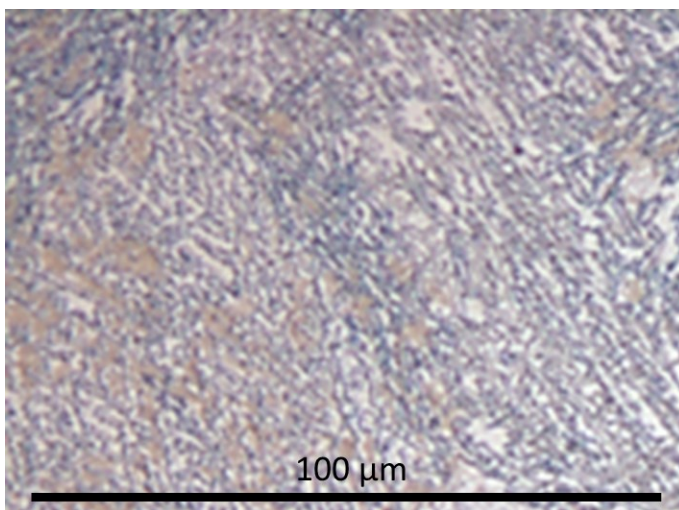




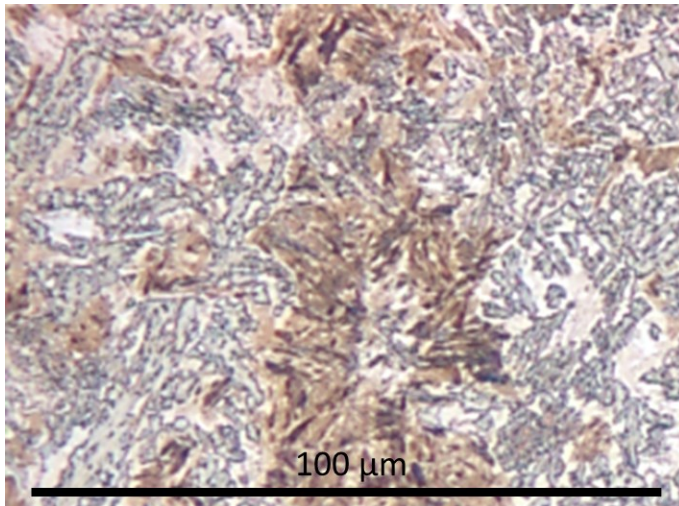
**Abbildung 125:** 4a BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,806



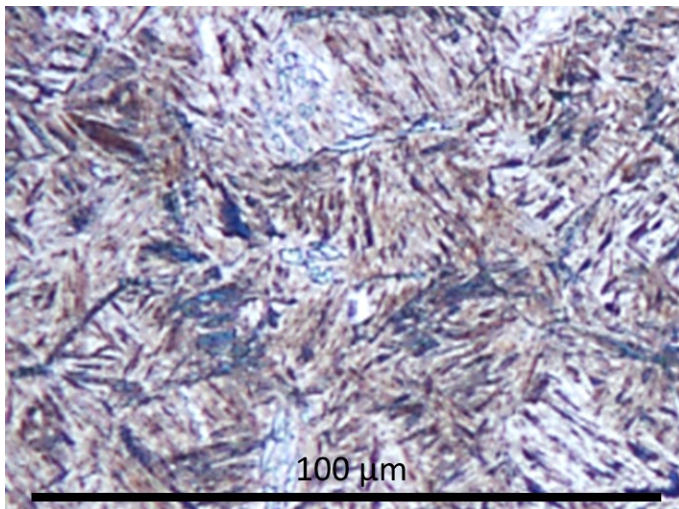
**Abbildung 126:** 4d BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,223



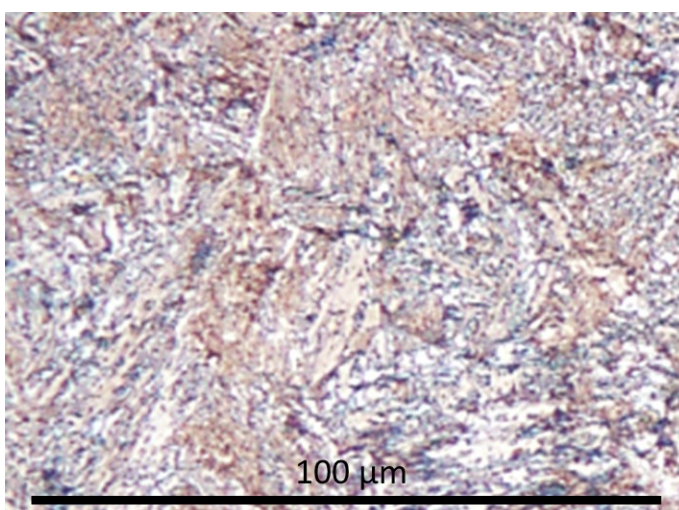
**Abbildung 127:** 4c BASIS+Cr+Al+MLE EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806



**Abbildung 128:** 5a BASIS+Cr+MLE-C EWT: 850 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806

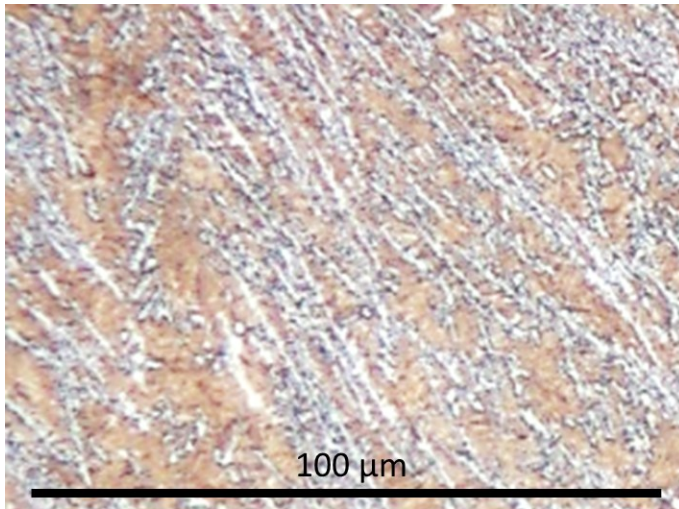


**Abbildung 129:** 5c BASIS+Cr+MLE-C EWT: 850 HT: 450  $\varphi_2$ : 0,806

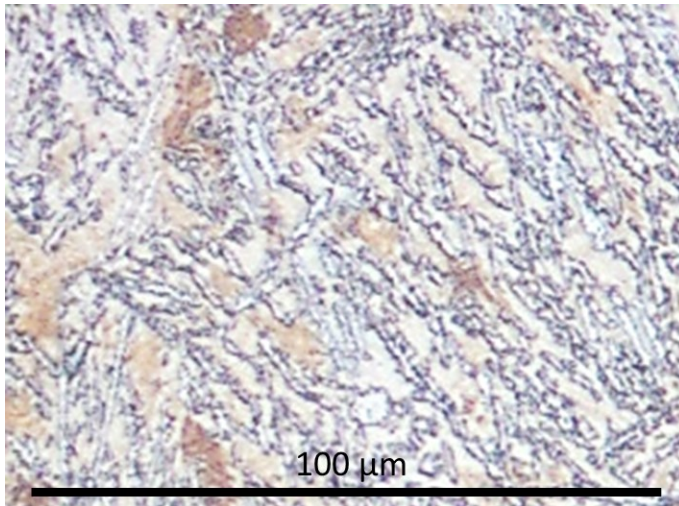


**Abbildung 130:** 5a BASIS+Cr+MLE-C EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806

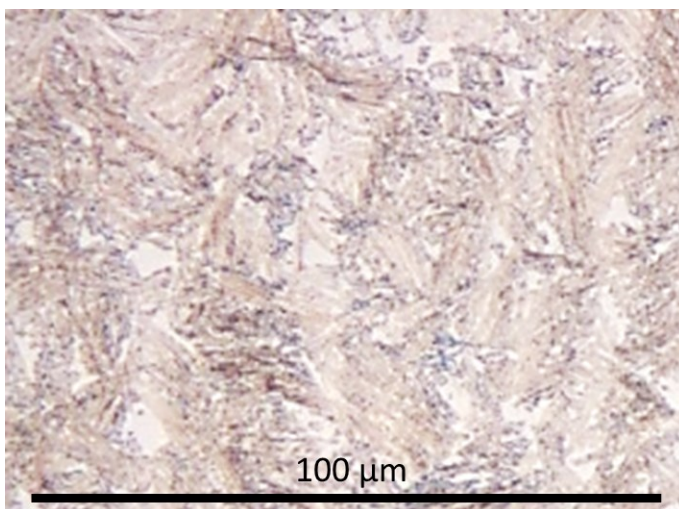




**Abbildung 131:** 6e BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 850 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806

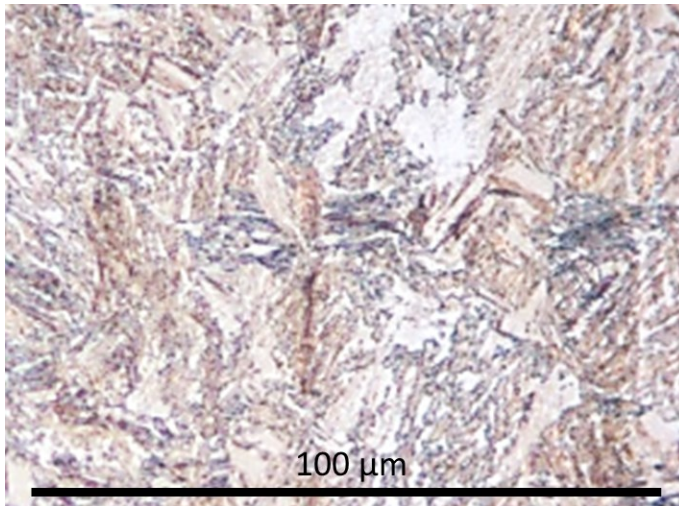


**Abbildung 132:** 6f BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 850 HT: 450  $\varphi_2$ : 0,806

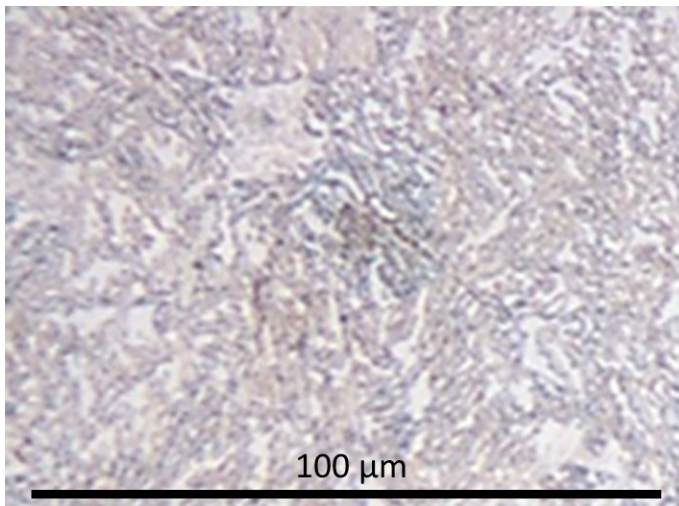


**Abbildung 133:** 6b BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,223

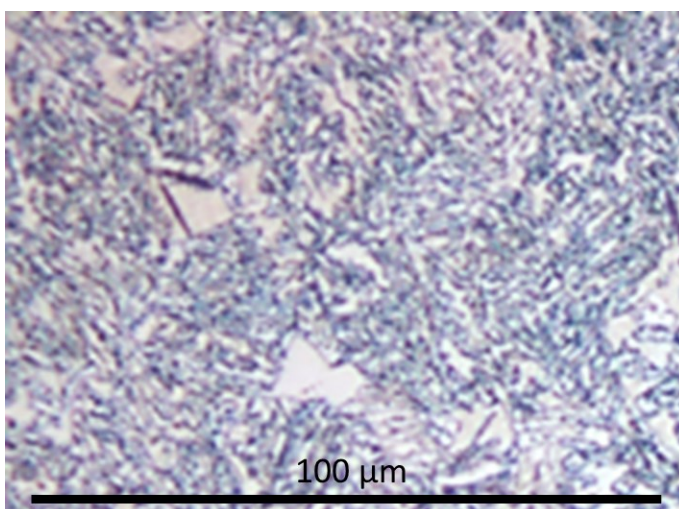




**Abbildung 134:** 6a BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 350  $\varphi_2$ : 0,806



**Abbildung 135:** 6d BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,223

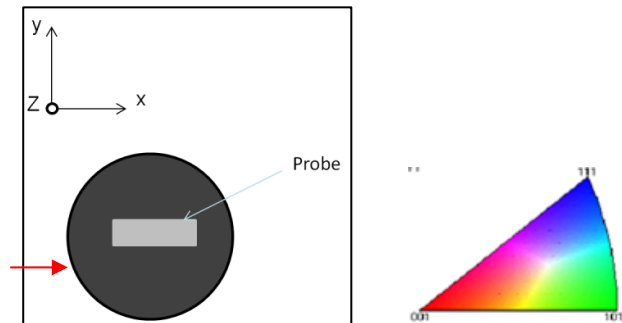


**Abbildung 136:** 6c BASIS+Cr+MLE-Mn EWT: 900 HT: 400  $\varphi_2$ : 0,806

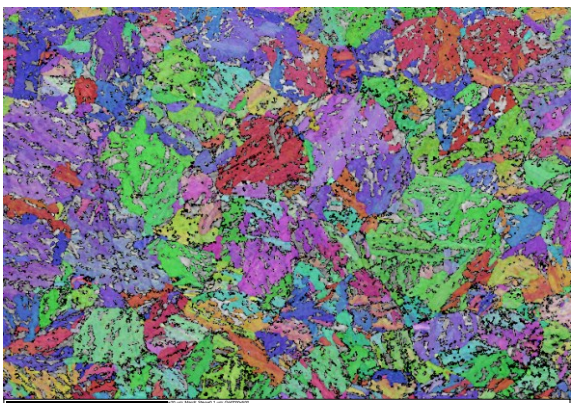
## 12.7 EBSD-Gefügeuntersuchungen an warmgewalzten Bändern

In den vorherigen Kapiteln wurde gezeigt, dass die Endwalztemperatur sowie die Haspeltemperatur die Bainitbildung im Gefüge der untersuchten Stähle stark beeinflussen und sich auf deren mechanische Eigenschaften auswirken. In diesem Kapitel nun wird näher auf den Zustand des Austenitkorns eingegangen, welcher mittels EBSD untersucht wurde. Hierzu erfolgte die Analyse zweier warmgewalzter Bänder (BASIS+Cr+Ni+MLE, EWT = 970 °C, HT = 350 °C sowie BASIS+Cr+MLE-Mn, EWT = 1000 °C und HT = 500 °C) mit verfestigtem und entfestigtem Austenit vor deren jeweiliger bainitischer Umwandlung. Die Untersuchung beider Messungen wurde wie folgt spezifiziert:

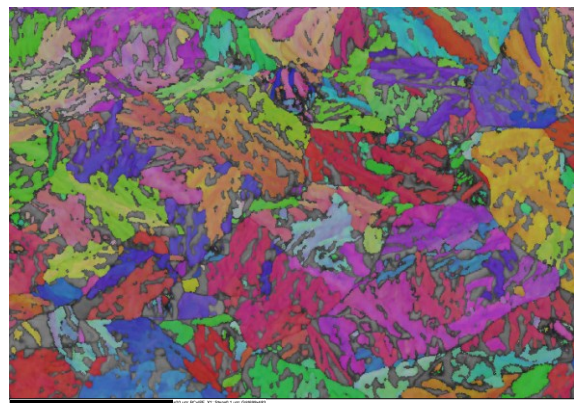
700 x 500 Messpunkte  
 REM: Zeiss LEO 1530 Gemini  
 REM Parameter:  
 $U_B = 20 \text{ kV}$   
 Arbeitsabstand = 15 mm  
 120  $\mu\text{m}$  Aparturblende  
 HKL Channel 5; auswerte Software



Die beiden untersuchten Stähle wiesen in ihrer Mikrostruktur einen deutlichen Unterschied auf. Orientierungsuntersuchungen des Ferrits im Gefüge zeigten, dass die entstehende neue Phase nicht über die Korngrenze des ehemaligen Austenitkorns, welche im Gefüge aufgrund der Orientierung der Ferritbereiche deutlich zu erkennen sind, hinaus wuchs. Es wurde auch belegt, dass die Vorzugsorientierungsrichtung des Bainits die 101-Richtung (grün) ist. Dies kann auf die nicht abgebaute Textur des Austenits beim Stahl BASIS+Cr+Ni+MLE sowie auf eine Verfestigung hinweisen. Auch die ausgeprägte Textur ist ein Hinweis auf eine Verfestigung des Austenits im letzten Umformstich. Im Werkstoff BASIS+Cr+MLE-Mn hingegen ist dieses Phänomen nicht zu erkennen. Die neue Phase bildete sich in unterschiedlichen Orientierungen (siehe Abbildung 137)



BASIS+Cr+Ni+MLE EWT 970 °C, HT 350 °C RA 18%

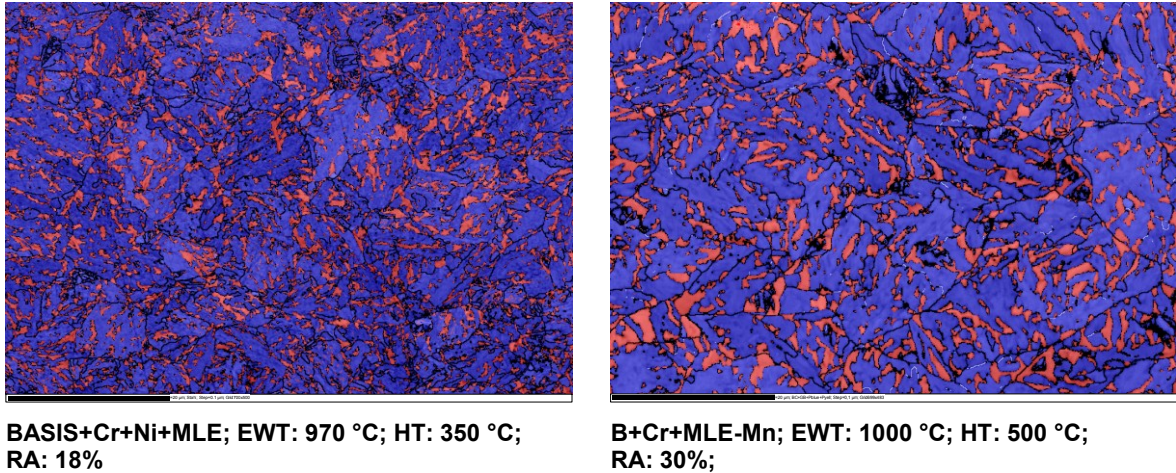


B+Cr+MLE-Mn EWT 1000 °C und HT 500 °C RA 30%

**Abbildung 137:** Orientierungskarte des Ferrits



Die Inseln von Restaustenit, welche in Abbildung 138 als rote Gefügefelder erscheinen, sind in der Legierung BASIS+Cr+Ni+MLE deutlich kleiner als bei der Zusammensetzung BASIS+Cr+MLE-Mn. Dies ist auf die festgestellte Verfestigung des Austenits zurückzuführen, welche ihrerseits wiederum die Bildung von Bainitplatten beeinflusst. Der Stahl BASIS+Cr+MLE-Mn weist eine größere Anzahl von Gebieten auf, die nicht identifizierbar sind (siehe Abbildung 138).



**Abbildung 138:** EBSD-Identifikation von Phasen der Warmbänder (Blau: Ferrit, Rot: Austenit, Schwarz: nicht identifizierbar)

Mit Hilfe von Warmwalzversuchen auf der Kontistraße und einer anschließenden Coilabkühlungssimulation wurden am Institut für Metallformung bainitische Warmbänder mit Restaustenit hergestellt. Dabei konnte gezeigt werden, dass unter speziell bestimmten Bedingungen die Herstellung von Stählen mit hervorragenden mechanischen Eigenschaften möglich ist. Die so erzeugten Gefüge weisen allerdings große Unterschiede auf. Vor allem Variationen des Restaustenitanteils und dessen Morphologie üben dabei einen starken Einfluss auf die realisierbaren mechanischen Eigenschaften aus. Eine feine Verteilung des blockartigen Restaustenits bewirkt in diesem Zusammenhang eine deutliche Steigerung der Bruchdehnung.